

Integration metallorganischer Resinatpasten in niedrigsinternde Mehrlagenkeramiksyste

DISSERTATION

zur Erlangung des akademischen Grades
Doktoringenieur (Dr.-Ing.)

vorgelegt der Fakultät für Elektrotechnik und Informationstechnik
der Technischen Universität Ilmenau

von Dipl.-Ing. Dirk Stöpel
geboren am 22. April 1978 in Sömmerda

Tag der Einreichung: 3. Mai 2016
Tag der öffentlichen Aussprache: 18. April 2017

Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Jens Müller
Technische Universität Ilmenau

Univ.-Prof. Dr.-Ing. habil. Edda Rädlein
Technische Universität Ilmenau

Dr.-Ing. Torsten Rabe
Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)

urn:nbn:de:gbv:ilm1-2017000613

Danksagung

Hiermit möchte ich mich bei den Personen bedanken, die mich wesentlich während der Erstellung dieser Arbeit und der Erarbeitung der Inhalte unterstützt haben.

Als steten Ansprechpartner und wissenschaftlichen Betreuer während der Projekte KERAMIS II, KERAMIS-GEO und FlexINET Phase 2 möchte ich zuerst meinem Doktorvater Prof. Dr.-Ing. J. Müller für seine Unterstützung, Diskussionen und Anregungen danken.

An dieser Stelle möchte ich allen Mitarbeitern des Zentrums für Innovationskompetenz MacroNano[®] sowie der Fachgebiete „Hochfrequenz- und Mikrowellentechnik“, „Werkstoffe der Elektrotechnik“, „Anorganisch-nichtmetallische Werkstoffe“ und „Nanotechnologie“ der TU-Ilmenau für die fachliche und messtechnische Unterstützung danken. Insbesondere danke ich Dr.-Ing. S. Humbla, Dr.-Ing. R. Grieseler, Dr.-Ing. H. Romanus, Dr.-Ing. G. Vogt, Dipl.-Chem. D. Raab, E. Remdt, J. Uziel, D. Venier, B. Hartmann, G. Harnisch und J. Döll.

Ich danke dem „Forschungsinstitut für Mikrosensorik und Photovoltaik GmbH“ für die Bestückung von Leiterplatten, vor allem möchte ich an dieser Stelle Dr.-Ing. M. Hintz danken.

Darüber hinaus möchte ich allen Kollegen des Fachgebiets „Elektroniktechnologie“ Dr.-Ing. K.-H. Drüe, Dr.-Ing. H. Bartsch, Dipl.-Ing. (FH) I. Koch, Dipl.-Ing. M. Fischer, Dipl.-Ing. U. Genatis, Dipl.-Ing. N. Gutzeit, Dipl.-Ing. A. Schulz, Dipl.-Ing. T. Welker, M. Sieler[†] und A. Schleicher für ihre Unterstützung und die gemeinsame Zusammenarbeit danken.

Mein besonderer Dank gilt meiner Familie und meinen Freunden, die mich stets tatkräftig unterstützt haben. Durch ihre motivierende Unterstützung haben sie einen unverzichtbaren Anteil an dieser Arbeit.

Kurzfassung

Die vorliegende Dissertation stellt die Integrationsmöglichkeiten von Resinatpasten in die niedrigsinternde Mehrlagenkeramiktechnologie (engl. *Low Temperature Cofired Ceramics*, LTCC) dar.

Resinatpasten bestehen aus metallorganischen Edelmetallverbindungen (z.B. Gold, Silber, Platin), die in aromatischen Ölen gelöst sind. Diese Pasten können mittels kostengünstigen Siebdrucks wie klassische Dickschichtpasten aufgebracht werden. Die gesinterte Schichtdicke beträgt hierbei nur 100 nm bis 1 μm .

Durch Ätzen können diese dünnen ausgebrannten Schichten sehr fein strukturiert werden. Die Strukturauflösung wird im einstelligen Mikrometerbereich hauptsächlich durch die Rauheit und Verwölbung der Substrate limitiert.

Die Verwendung einer vollflächig gedruckten Resinatschicht als Ausgangspunkt für einen galvanischen Schichtaufbau ist besonders interessant. Bei diesem Verfahren werden nach einem fotolithografischen Prozess die gewünschten Strukturen galvanisch verstärkt und anschließend die Startschicht geätzt. Für die fokussierten Hochfrequenzanwendungen konnte die Leistungsfähigkeit der vorgestellten Feinstrukturierungstechnologie erfolgreich nachgewiesen werden.

Zur zuverlässigen Integration vollmetallischer feinstrukturierter Leiterzüge in LTCC-Module wird die Kombination aus Tape-On-Substrate-Technologie und druckunterstützendem Sintern empfohlen. Durch dieses Verfahren werden die nasschemischen Prozesse der Resinatechnologie vollständig von der flexiblen und leichten Strukturierbarkeit der Grünfolien im ungebrannten Zustand entkoppelt.

Neben der Feinstrukturierung wurde eine lötbare und bondbare Schichtfolge auf Basis von Resinatpasten entwickelt. Die Eignung dieser Aufbau- und Verbindungstechnik wurde für Luft- und Raumfahrtanwendungen durch Qualifizierungsuntersuchungen erfolgreich nachgewiesen.

Abstract

The presented thesis covers integration challenges for resinate pastes in low temperature co-fired ceramics (LTCC).

Resinate pastes consist of metal-organic precious metal compounds such as gold, silver or platinum dissolved in aromatic oils. These pastes can be applied just like thick film pastes using the low-cost method of screen printing. The resulting thickness of the sintered film is in the order of 0.1 to 1 micron.

Fine structuring of the sintered layers is possible via etching. Resolution is limited to within the single digit micrometer regime, mainly due to roughness and warpage of the substrate.

Of special interest is the use of a whole printed resinate layer as a starting point for galvanic material deposition and layer build-up. After a photo-lithographic step on the resinate the exposed parts are galvanically reinforced and the whole stack subsequently etched. For the targeted microwave applications where resolution and precision are crucial the benefits and applicability of this approach were successfully demonstrated.

For the reliable integration of full metal high resolution signal traces in LTCC-modules a combination of tape on substrate (TOS) and pressure assisted sintering is recommended. This ensures complete separation of the wet chemical processing of resinate pastes from the handling of the flexible and easily structured green tapes (unsintered material).

In addition to the fine line structuring work a solderable and bondable layer composition based on the resinate pastes was developed. The qualification of this assembly and integration technology for avionics and space applications was successfully performed.

Inhaltsverzeichnis

1	Einführung	1
1.1	Motivation und Zielstellung	1
1.2	Stand der Technik	3
1.2.1	Dickschichttechnik	4
1.2.2	Dünnschichttechnik	7
2	Metallorganische Resinatpasten	10
2.1	Einordnung des Pastensystems	10
2.1.1	Historische Entwicklung	11
2.1.2	Verfügbare Materialsysteme	12
2.1.3	Zusammensetzung und Herstellung	13
2.1.4	Geeignete Substrate	15
2.2	Prozessierung von Resinatpasten auf Aluminiumoxid-Keramiken .	17
2.2.1	Siebdruck	17
2.2.1.1	Pasten	17
2.2.1.2	Siebe	19
2.2.1.3	Siebdruckparameter	20
2.2.2	Sinterung	26
2.3	Resinatpasten und Mehrlagenkeramiksysteme	28
2.3.1	Materialauswahl und Zusammensetzung der keramischen Folien	29
2.3.2	Sinterung	32
2.3.2.1	Sinterprofile	32
2.3.2.2	Thermische Analysen	33
2.3.2.3	Sinterung von Resinatpasten auf keramischen Folien	36
2.3.3	Siebdruck auf Grünfolien	38

2.3.4	Übergänge zu LTCC-Metallisierungssystemen	41
2.3.4.1	Cofire-Leitbahnübergänge	44
2.3.4.2	Cofire-Durchkontaktierungsübergänge	46
2.3.4.3	Postfire-Leitbahn- und Durchkontaktierungsübergänge	47
3	Fotolithografische Strukturierungstechnologien	50
3.1	Oberflächenfeinstrukturierung	50
3.1.1	Subtraktivverfahren	50
3.1.1.1	Fotolithografie	51
3.1.1.2	Ätzen	53
3.1.2	Semiadditivverfahren	56
3.1.2.1	Fotolithografie	57
3.1.2.2	Goldgalvanik	60
3.1.2.3	Ätzen	61
3.1.3	Weitere Prozessierung	63
3.1.3.1	Hochtemperaturprozesse	63
3.1.3.2	Galvanische Prozesse	67
3.2	Vergrabene Feinstrukturierung	68
3.3	Anwendungsbeispiele	73
3.3.1	Spulen	73
3.3.1.1	Theoretische Grundlagen und Modellierung	73
3.3.1.2	Außenliegende Spulen	76
3.3.1.3	Auswirkungen weiterer Hochtemperaturprozesse	79
3.3.1.4	Vergrabene Spulen	80
3.3.2	Kondensatoren	81
3.3.2.1	Theoretische Grundlagen und Modellierung	81
3.3.2.2	Außenliegende Kondensatoren	83
3.3.2.3	Auswirkungen weiterer Hochtemperaturprozesse	85
3.3.2.4	Vergrabene Kondensatoren	86
3.3.3	Vergrabenes Bandpassfilter	87

4	Qualifizierung der Aufbau- und Verbindungstechnik	90
4.1	Qualifizierungsuntersuchungen	90
4.1.1	Eignungsprüfungen für Luft- und Raumfahrtanwendungen	91
4.1.1.1	Schwingungsprüfung	92
4.1.1.2	Temperaturwechselprüfung	93
4.2	Lötverbindungen	94
4.2.1	Auswahl der Startschichtmetallisierung	96
4.2.2	Einfluss der Cofire- oder Postfire-Prozessierung der Resinatpaste auf die Haftfestigkeit des Schichtsystems	98
4.2.3	Durchführung und Auswertung der Eignungsprüfungen . .	100
4.2.3.1	Versuchsaufbau	101
4.2.3.2	Schwingungsprüfung	102
4.2.3.3	Mechanische Scherfestigkeit	103
4.2.3.4	Elektrische Charakterisierung	105
4.2.3.5	Inspektion von Schliffbildern	106
4.3	Drahtbondverbindungen	109
4.3.1	Optimierung der Bondparameter	110
4.3.2	Durchführung und Auswertung der Eignungsprüfungen . .	112
4.3.2.1	Mechanische Scherfestigkeit	112
4.3.2.2	Elektrische Charakterisierung	113
4.3.2.3	Inspektion von Schliffbildern	114
5	Zusammenfassung und Ausblick	116
	Glossar	120
	Tabellenverzeichnis	123
	Abbildungsverzeichnis	131
	Literaturverzeichnis	132

1 Einführung

1.1 Motivation und Zielstellung

Die zunehmende Miniaturisierung und die damit verbundene ständig steigende Integrationsdichte mikroelektronischer Schaltkreise stellen kontinuierlich wachsende Anforderungen an die Schaltungsträger-Technologie und die Aufbau- und Verbindungstechnik. Neben der hohen Leitfähigkeit der Leitermaterialien und der niedrigen Verluste des Dielektrikums sind für eine hohe Integrationsdichte hauptsächlich schmale Leitungen und Abstände sowie exakte Leitungsquerschnitte und Kanten wesentliche Kriterien. Insbesondere für Anwendungen unter extremen Umweltbedingungen (engl. *harsh environment*) gewinnt die Verwendung der niedrigsinternden Mehrlagenkeramiktechnologie (engl. *Low Temperature Cofired Ceramics*, LTCC) gegenüber der Leiterplattentechnologie (engl. *Printed Circuit Board*, PCB) stärker an Bedeutung. Durch die flexible dreidimensionale Strukturierung und die Integration passiver Elemente wie Spulen, Kondensatoren und Widerstände ermöglicht die LTCC-Technologie die Herstellung kompakter zuverlässiger Module mit hoher Funktionsdichte und geringer Masse. Darüber hinaus zeichnen sich keramische Materialien durch hervorragende Hochfrequenzeigenschaften aus. Im Rahmen des Forschungsprojektes KERAMIS [1, 2] wurde deshalb die LTCC-Technologie zur Entwicklung einer 4×4 Ka-Band Schaltmatrix für satellitengestützte Multimedia- und Kommunikationssysteme eingesetzt. Aufbauend auf diesen Ergebnissen wurde im Projekt KERAMIS II [3] ein Schaltmatrix-Raumfahrtexperiment auf Basis der LTCC-Technologie weiterentwickelt und als Teil der KERAMIS-Nutzlast in den deutschen Testsatelliten TET-1 (Technologieerprobungsträger) integriert. Der Nachweis der Raumfahrttauglichkeit der konzipierten KERAMIS-Technologie wurde während einer einjährigen OOV-Mission (engl. *On-Orbit Verification*, OOV) erbracht [4, 5]. Für die konzi-

pierten Hochfrequenzanwendungen sind exakte Abmessungen der Metallisierungsgeometrie essentiell notwendig. Änderungen der Geometrie können beispielsweise die Leitungsimpedanzen, Koppelfaktoren oder Resonanzfrequenzen beeinflussen [6, 7].

Im Rahmen dieser Arbeit werden deshalb die Möglichkeiten und Grenzen wichtiger Herstellungs- und Strukturierungskonzepte vorgestellt und hinsichtlich ihrer Strukturauflösung und -genauigkeit untersucht und diskutiert. Auf Grundlage dieser Betrachtungen werden Konzepte zur Erweiterung der Grenzen und Erschließung neuer technologischer Möglichkeiten auf Basis von metallorganischen Resinatpasten in niedrigsinternde Mehrlagenkeramiksysteme entwickelt und anhand praktischer Experimente deren Potential unter Beweis gestellt. Ausgehend vom aktuellen Stand der Technik werden folgende Schwerpunkte fokussiert:

- Siebdruck von Resinatpasten zur Herstellung dünner Schichten im Submikrometerbereich ($0,1 - 1 \mu\text{m}$) als Startschicht für galvanische Abscheidungsprozesse
- Analyse der fokussierten keramischen Foliensysteme hinsichtlich ihrer Entbinderungs- und Sintereigenschaften zur Beurteilung der Kompatibilität zu Resinatpasten
- Verträglichkeit und Kombinationsmöglichkeiten von Resinatpasten mit den etablierten Dickschichtpastensystemen
- Untersuchung der Möglichkeiten und Grenzen der Feinstrukturierung von Resinatpasten
- Einbettung vollmetallischer feinstrukturierter Leiterzüge in keramische Substrate
- Qualifizierung geeigneter galvanischer Schichtsysteme für die Bond- und Lötmontage für Luft- und Raumfahrtanwendungen

1.2 Stand der Technik

Zur Herstellung und Strukturierung metallischer Schichten auf keramischen Trägern (Substraten) ist ein breites Technologienspektrum verfügbar. Dünnschichttechnik, Abscheidung aus der flüssigen Phase und Dickschichttechnik gehören zu den wichtigsten Verfahren [8, 9, 10]. Die Abbildung 1.1 zeigt eine systematische Einordnung dieser Schichttechnologien.

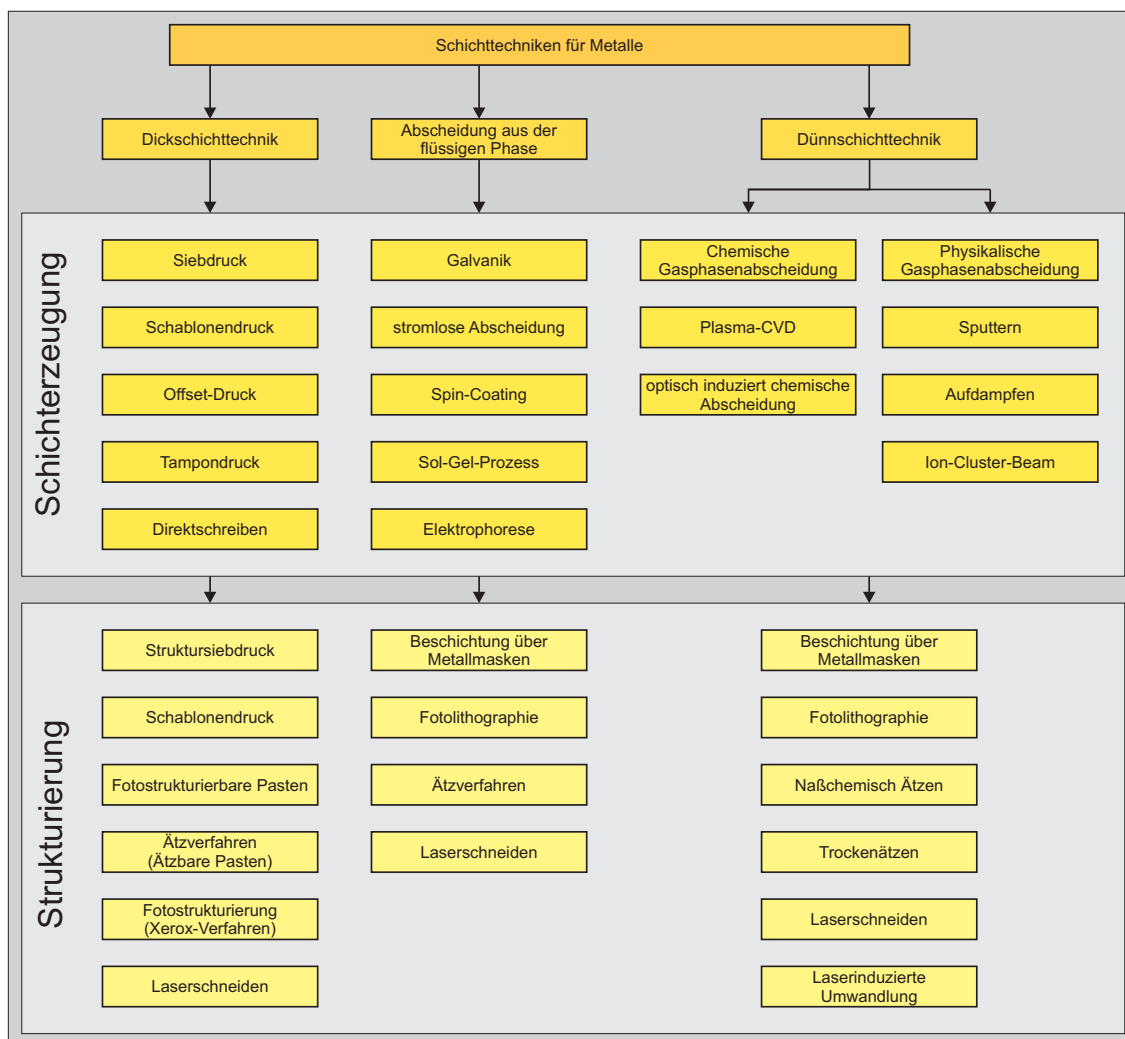


Abbildung 1.1: Überblick über Schichterzeugungs- und Strukturierungsverfahren [8, 9, 10]

1.2.1 Dickschichttechnik

Technologische Prozesse zum Aufbringen von leitenden und isolierenden Schichten mit Schichtdicken von größer $1\text{ }\mu\text{m}$ und deren Strukturierung auf isolierenden Substraten werden unter dem Begriff Dickschicht- bzw. Dickfilmtechnik zusammengefaßt. Diese Technik entwickelte sich seit den frühen 60er Jahren mit der Verfügbarkeit erster pastenförmiger Materialsysteme für Leit-, Isolations- und Widerstandsschichten [10, 11]. Zur Schichterzeugung stehen eine Vielzahl von Techniken wie Siebdruck, Schablonendruck, Gravur-, Gravuroffset-Druck [12] oder Direktschreibverfahren [13, 14, 15] zur Verfügung. Die Strukturierung erfolgt entweder direkt während des Druckes beispielsweise durch strukturierte Siebe (additive Verfahren) oder durch Verwendung spezieller fotostrukturierbarer oder ätzbarer Pasten und anschließender subtraktiver Folgeprozessierung (vgl. Abb. 1.1). Die Dickschichttechnik wird unter anderem in [10, 16, 17, 18] detailliert beschrieben.

Siebdrucktechnik

Die Siebdrucktechnik ist eine der weit verbreitetsten und zuverlässigsten, aber auch kosteneffizientesten Strukturierungsverfahren der Dickschichttechnik. Pastenförmige Funktionsmaterialien werden direkt durch beschichtete und strukturierte Edelstahl- oder Kunststoffgewebe auf Keramiksubstrate oder ungesinterte keramische Folien aufgetragen. Für Präzisionsdrucke können auch sogenannte Trampolinsiebe, eine Kombination von Stahlgewebe im Innenbereich und Kunststoffgeweben im Außenbereich, verwendet werden [19]. Nach den jeweiligen Trocknungsprozessen sind vor der Versinterung auch mehrfache oder überlappende Drucke verschiedener Materialien möglich. Die erreichbare Strukturauflösung wird zum einen durch die Zusammensetzung und Rheologie der Pasten, zum anderen durch die Siebparameter wie Gewebetyp, Kalandrierung, Maschengröße, Fadendurchmesser, Siebgröße, Siebbespannungswinkel des Siebgewebes, Emulsion und nicht zuletzt das Layout bestimmt. Die Auflösungsgrenze liegt derzeit für lokal begrenzte Bereiche bei ca. $50\text{ }\mu\text{m}$ für gekrümmte und ca. $40\text{ }\mu\text{m}$ für gerade Strukturen [20]. Die Abbildung 1.2 zeigt typische Fehlstellen feinerer runder Strukturen. Durch regelmäßige Überlagerungen der feinen Raster entstehen neue regelmäßig erscheinende Strukturen (Moiré-Effekt). Im Beispiel wird

eine $30/30\text{ }\mu\text{m}$ siebgedruckte Spule durch den zu geringen Maschendurchlass genau im Siebbespannungswinkel von $22,5^\circ$ nicht vollständig ausgedruckt.

Höhere Auflösungen als die genannten können beispielsweise durch hydrophobe Siebbeschichtungen und darauf zugeschnittene Pastensysteme erreicht werden. In [20, 21] wurde gezeigt, dass Kreisstrukturen bis ca. $25\text{ }\mu\text{m}$, gerade Strukturen bis ca. $20\text{ }\mu\text{m}$ realisiert werden können.

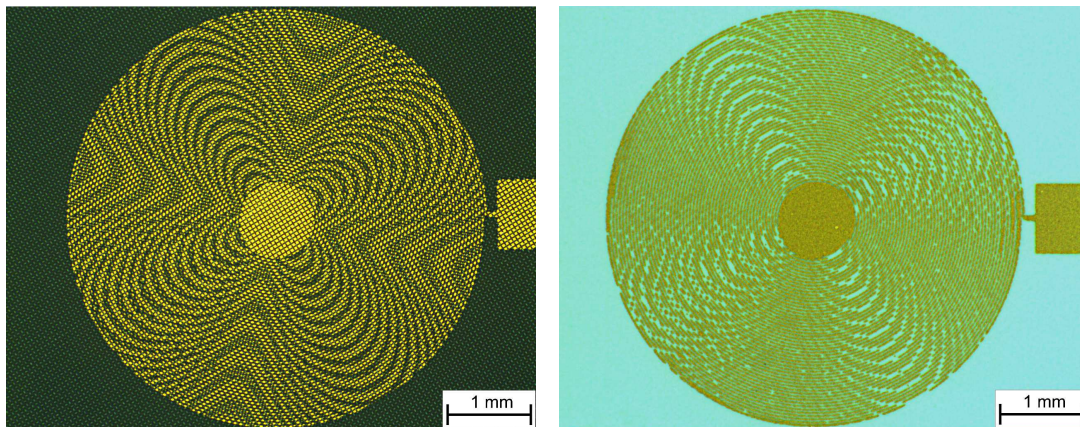


Abbildung 1.2: Moiré-Effekt: links) Edelstahlsiebgewebe: 400 mesh, Fadendurchmesser: $18\text{ }\mu\text{m}$, Siebbespannungswinkel: $22,5^\circ$ (VA 400/18); rechts) Druckbild einer $30/30\text{ }\mu\text{m}$ siebgedruckten Spule

Ätzbare Pasten

Ätzbare Dickschichtpasten sind typischerweise Pasten mit hoher Metaldichte, die auf speziellen Metallpulvern mit Partikelgrößen im Submikrometer-Bereich basieren. Diese Pasten werden meist großflächig im Postfire-Siebdruckverfahren aufgebracht und die gewünschten Strukturen nach einem fotolithografischen Prozess freigeätzt [22, 23]. Durch die Schichterzeugung mit Siebdruck und anschließender Ätzstrukturierung der gesinterten Schichten können kostengünstig gute Strukturauflösungen und sehr gute Kantenrauigkeit realisiert werden. Die Abbildung 1.3 zeigt die mit der frittelosen Goldpaste QG150 der Firma DuPont [24] erreichte Strukturauflösung von $20\text{ - }30\text{ }\mu\text{m}$ auf einem DP 951-Substrat. Aufgrund der großen zu ätzenden Metallisierungsschichtdicke von $5\text{ - }10\text{ }\mu\text{m}$ ergeben sich Ätzzeiten von bis zu 20 Minuten und dadurch sind erhebliche Unterätzungen von

bis $5\text{ }\mu\text{m}$ zu beobachten [25, 26]. Nachteilig ist außerdem, dass ausschließlich die äußeren Lagen strukturiert werden können.

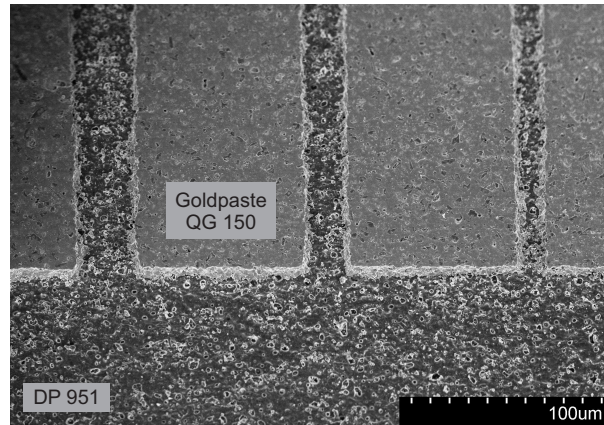


Abbildung 1.3: Ätzstrukturierung der frittlosen Goldpaste QG150 mit einer Strukturauflösung von 20 - 30 μm auf einem DP 951-Substrat

Laserstrukturierung

Die Laserstrukturierung oder Laserablation basiert auf einem Materialabtrag durch Beschuss der Oberfläche mit gepulster Laserstrahlung. Zur Feinstrukturierung von keramischen Materialien werden hauptsächlich gepulste UV-Lasersysteme im Nano- oder Pikosekundenbereich eingesetzt. Diese Lasersysteme arbeiten aufgrund der Fokussierung des Laserstrahls typischerweise mit Spotdurchmessern (Brennfleckgröße) im Bereich von 10 bis 60 μm [18, 27]. Die gewünschten Bereiche werden in der Regel vollflächig bedruckt und anschließend strukturiert. Es sind Strukturauflösungen im Bereich von 30 - 40 μm realisierbar [28, 29]. Laser eignen sich auch zur einfachen Verbesserung der Kantenqualität. Hierfür werden die Leitbahnen durch Siebdruck vorstrukturiert und anschließend nur die Kanten besäumt. Neben der Direktstrukturierung können Laser auch zum Bohren und Schneiden der ungebrannten und gesinterten Keramik eingesetzt werden. Die Abbildung 1.4 zeigt die zuverlässig realisierbare Strukturauflösung von 40 μm am Beispiel der Goldpaste DP 5740A auf einem DP 951-Substrat. Durch die Möglichkeiten der Strukturierung von ungebrannten keramischen Folien bietet dieses Verfahren ein sehr großes Weiterentwicklungspotential für zukünftige Arbeiten.

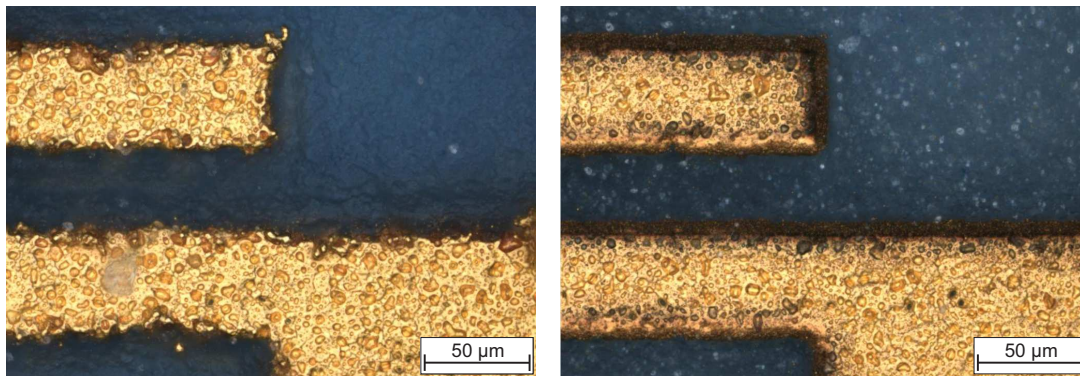


Abbildung 1.4: Laserstrukturierung der Goldpaste DP 5740A mit einer Strukturauflösung von $40\text{ }\mu\text{m}$ auf DP 951-Substrat: links) Strukturierung der ungebrannten keramischen Folien; rechts) Strukturierung der gesinterten Keramik

Fotostrukturierbare Pasten

Zur Feinstrukturierung können auch spezielle fotostrukturierbare Pasten eingesetzt werden. Diese Pasten werden zuerst im Siebdruckverfahren vollflächig auf Substrate aufgebracht. Nach der Trocknung folgt ein fotolithografischer Prozess, in dem die gewünschten Strukturen aktiviert werden. Mittels Sprühentwickler können die unbelichteten Areale anschließend leicht entfernt werden. Im anschließenden Sinterprozess können diese Pasten wie klassische Dickschichtpasten gebrannt werden [30, 31, 32]. Beispielsweise stehen im kommerziellen Fodel®-System der Firma DuPont [33] gold- und silberhaltige Pasten für Postfire- sowie Cofire-Anwendungen zur Verfügung. Die Verwendung von fotostrukturierbaren Pasten auf ungebrannten keramischen Folien beschränkt sich heute allerdings hauptsächlich auf Laboranwendungen, weil die Wechselwirkungen zwischen Folie, Paste und Entwickler die Ergebnisse sehr stark beeinflussen [34, 35]. Beispielsweise in [34] werden erzielbare gut reproduzierbare Strukturauflösungen von ca. $30\text{ }\mu\text{m}$ und mögliche Anwendungen ausführlich diskutiert.

1.2.2 Dünnschichttechnik

Unter dem Begriff Dünnschichttechnik werden alle technologischen Verfahren zur Herstellung und Bearbeitung dünner Schichten zusammengefasst. Typische Schichtdicken liegen im Bereich weniger Nanometer bis zu wenigen Mikrome-

tern. In der Elektronikindustrie, insbesondere in der Halbleiterprozessierung, findet die Dünnschichttechnik aufgrund der großen Vielfalt von Schichtwerkstoffen eine breite Anwendung. Es können beispielsweise elektrisch leitende Schichten aus Cu, Al, Ag oder Au, Dielektrika- bzw. Passivierungsschichten aus Al_2O_3 , SiO_2 , Si_3N_4 , magnetische Schichten wie NiFe oder FeSiAl sowie Widerstandsschichten aus CrNi oder TaN realisiert werden [9]. Neben der Abscheidung aus der flüssigen Phase (z.B. Galvanotechnik) werden dünne Schichten hauptsächlich mit Verfahren der physikalischen (engl. *Physical Vapour Deposition*, PVD) oder chemischen (engl. *Chemical Vapour Deposition*, CVD) Gasphasenabscheidung verwendet (vgl. Abb. 1.1). Bei PVD-Prozessen werden überwiegend Atome zur meist vollflächigen Beschichtung durch Sputtern (Kathodenzerstäubung) oder durch Aufdampfen in Hochvakuumanlagen genutzt. Demgegenüber erfolgt die Schichtbildung bei CVD-Prozessen durch chemische Reaktionen der Ausgangsmaterialien in der Gasphase und auf dem Substrat. In Folgeprozessen können diese dünnen Schichten beispielsweise nach fotolithografischer Strukturierung in Subtraktivtechnik gezielt geätzt oder in Semiadditivtechnik galvanisch verstärkt werden. Unter anderem in der weiterführenden Literatur [10, 11, 36, 37] werden die Prozessschritte und -parameter ausführlich beschrieben. Entsprechend Funktionsanforderung können zum Beispiel für Keramiksubstrate CrNi/Cu/Ni/Au oder TiW/Au als Leitbahn- und CrNi bzw. TaN als Widerstandsschichtsystem eingesetzt werden [18, 25, 38]. Materialien wie Cr, CrNi oder TiW werden als Haftvermittler, Cu und Au als Funktions- und Ni als Diffusionssperrschicht zwischen Cu und Au eingesetzt [39]. Zur Herstellung eines Dünnschichthybridsubstrates können (im einfachsten Fall) folgende Prozessschritte durchlaufen werden [25, 26]:

- Sputtern der Haftschrift (z.B. CrNi: 50 nm **oder** TiW: 50 nm)
- Sputtern der galvanischen Startschicht (Au: 100 nm)
- Lithografie (Belackern, Belichten, Entwickeln, Härten)
- galvanische Abscheidung (z.B. Cu: 3 μm , Ni: 2 μm , Au: 1 μm **oder** nur Au: 3 μm)
- Resist stripfen
- Ätzen (Cu/CrNi bzw. Au/TiW)

Je nach Anwendung können im CrNi/Cu/Ni/Au-Schichtsystem vor allem gut lötbare Schichten und im TiW/Au-System sehr gut drahtbondbare Schichten realisiert werden. Die Abbildung 1.5 zeigt exemplarisch das hohe Strukturauflösungsvermögen von bis zu $10\text{ }\mu\text{m}$ und die sehr gute Kantenschärfe, wobei die Strukturauflösung insbesondere durch die Substratrauheit limitiert wird [25, 40]. Deshalb werden hauptsächlich Aluminiumoxid-Keramiken mit einer Reinheit von 99,6 % und einer Oberflächenrauheit $< 0,5\text{ }\mu\text{m}$ verwendet.

Durch die größere Zahl an Prozessschritten, die prinzipiell höheren Anforderungen an die Substratrauheit und vor allem durch den Einsatz von Hochvakuumanlagen stehen den erheblich verbesserten Strukturgenauigkeiten aber erheblich höhere Kosten gegenüber. Durch zahlreiche nasschemische Prozesse ist die Dünnschichttechnik nur auf der Oberfläche gesinterter Keramiksubstrate einsetzbar und kann nicht auf inneren Lagen in Mehrlagenkeramiksyste men eingesetzt werden.

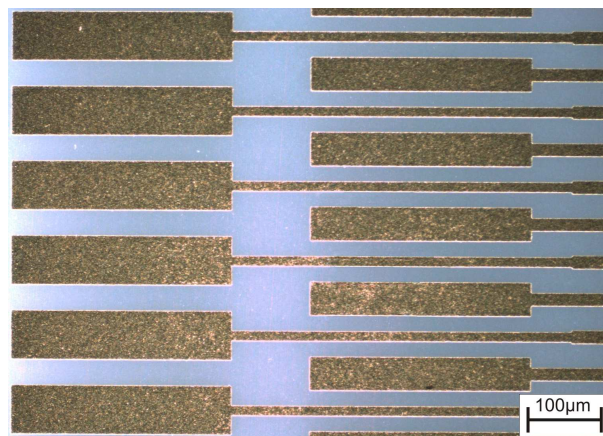


Abbildung 1.5: TiW/Au-Schichtsystem mit einer Strukturauflösung von $10\text{ }\mu\text{m}$ auf einer Aluminiumoxid-Keramik (Quelle: Cicor Microelectronics - RHe Microsystems GmbH)

2 Metallorganische Resinatpasten

2.1 Einordnung des Pastensystems

Zur Vergoldung und Dekorierung von Porzellan, Keramik, Glas und Steingut werden seit Jahrhunderten dünne Goldschichten ($< 1 \mu\text{m}$) durch unterschiedliche Techniken und Materialien aufgebracht. Es finden hauptsächlich Präparate wie Pudergold [41, 42], Poliergold [43, 44] oder Glanzgold [41, 45] Verwendung.

Unter Pudergold versteht man chemisch ausgefälltes oder feinst gemahlenes Goldpulver, das im wasserlöslichen Gummi Arabicum oder Leim gebunden wurde. Es kann daher wie Wasserfarbe aufgetragen werden. Anschließend wird die Schicht bei Temperaturen zwischen 600 und 900 °C eingebrannt [41]. Präparate auf dieser Basis werden auch als Muschelgold bezeichnet. Sie werden als Goldfarbe zum Dekorieren oder Schreiben auf Papier, Leinwand, Stuck, Gips oder Holz verwendet [42].

Poliergoldpräparate, auch Mattgold genannt, basieren auf chemisch kolloidfein ausgefälltem Gold, das mit Flussmittel wie Wismutnitrat und Borax versetzt, in Terpentinöl gelöst wird. Mit Poliergoldpräparaten hergestellte Dekore brennen bei Temperaturen von 500 bis 880 °C mit einer stumpfen, bräunlichen Oberfläche aus. Erst durch Polieren mit einer Glasfaserbürste, Sand oder ähnlichen Hilfsmitteln entsteht der für Poliergold- und Polierplatindekore typische seidenmatte Glanz [43, 44]. Glanzgold hingegen zeichnet sich dadurch aus, dass es sofort nach dem Brennprozess einen elektrisch leitfähigen, glänzenden dünnen Metallfilm ausbildet, der keiner Nachbehandlung bedarf. Es besteht aus metallorganischen Edelmetallverbindungen (Goldharz, Goldresinat), die in ätherischen Ölen, wie Lein-, Terpentin-, Rosmarin-, Fenchel-, Lavendel- oder Nelkenöl und organischen Lösungsmitteln gelöst sind. Die Verarbeitungseigenschaften werden durch die Variation der organischen Bestandteile eingestellt [45]. Als Haftvermittler und

Flussmittel werden kleine Mengen von edlen und unedlen Metallen wie Chrom, Bismut und Rhodium, in Form ihrer metallorganischen Verbindungen, beigelegt [45]. Je nach Abstimmung der Zuschlagstoffe wird die Goldschicht bei Temperaturen zwischen 500 und 1300 °C ausgebrannt [46, 47]. Für technische Anwendungen stehen Präparate mit unterschiedlichem Metallgehalt und rheologischen Eigenschaften für die gewünschte Applikationsform zur Verfügung [48]. Sie werden in der Technik als metallorganische Resinatpasten oder kurz als Resinatpasten bezeichnet [45].

2.1.1 Historische Entwicklung

Erste grundlegende Kenntnisse zur Resinatherstellung reichen bis in das 9. Jahrhundert zurück. Zur Herstellung von Kupferresinaten wurde beispielsweise Grünspan, Kolophoniumharz oder Lärchenterpentin und Leinöl verkocht. Es war besonders im 16. und 17. Jahrhundert ein beliebtes, aber giftiges, tief dunkelgrünes Pigment für Malfarben [49]. Die Rezepte des Théodore de Mayerne im „De Mayerne-Manuskript“ aus dem Jahre 1620 gelten als die frühesten ausführlich beschriebenen Angaben zur Herstellung von Kupferresinat [42].

Glanzgold (Goldresinat) wurde erst 1827 von Heinrich Gottlieb Kühn in Meissen erfunden [41]. Die Herstellung war lange Zeit Fabrikationsgeheimnis der Meißner Porzellanmanufaktur. Erst 1851 gelang es den Gebrüdern Dutertre in Paris ein Verfahren zur zuverlässigen Darstellung von Glanzgold zu finden und zu patentieren [50, 51, 52]. Bis in die achtziger Jahre des 19. Jahrhunderts war die Herstellung ein wohlgehütetes Geheimnis.

Heinrich Roessler, erster technischer Direktor der Deutschen Gold- und Silberscheideanstalt (Degussa), erinnert sich 1903 in einem Rückblick: „Es hat schließlich beinahe drei Jahre gekostet, mit vielen hunderten von Versuchen und Analysen, bis nun auch wirklich am Ende des Jahres 1880 gutes und zuverlässiges Glanzgold genug hergestellt werden konnte“ [53]. Glanzgold nahm seitdem im Produktportfolio stets einen besonderen Platz ein, denn es war das erste selbstentwickelte Erzeugnis des Unternehmens überhaupt. Der kommerzielle Erfolg gegen Ende des 19. Jahrhunderts trug wesentlich zum wirtschaftlichen Aufstieg der Scheideanstalt bei [53].

Die damalige „Erste Deutsche Platinschmelze W. C. Heraeus“ übernahm 1896 die Firma des Apothekers August Herbst aus Arnstadt, der über spezielle Herstellungsrezepturen verfügte, und legte damit den Grundstein für die Glanzgoldproduktion bei Heraeus [54, 55].

2.1.2 Verfügbare Materialsysteme

Neben den ursprünglich zur reinen Dekoration von Porzellan- und Glasprodukten entwickelten Glanzgoldpräparaten stehen heute eine große Vielzahl von unterschiedlichsten Resinatmaterialien für technische Anwendungen zur Verfügung. Die Schichteigenschaften wie Schichtdicke, Flächenwiderstand, Haft- oder Abriebfestigkeit oder chemische Widerstandsfähigkeit können durch den Metallgehalt und die beschriebenen edel- und/oder unedelmetallhaltigen Zuschläge variiert und auf die Anwendung zugeschnitten werden. Resinatpasten kommen deshalb bei der Herstellung sehr vieler Produkte wie Druck- und Temperatursensoren, Thermodruckköpfen, Strahlern, Kochfeldern sowie Komponenten von Touch-Panels oder Flachbildschirmen zum Einsatz. Beispiele für Anwendungen werden u.a. in [56, 57, 58, 59, 60] publiziert.

Für Anwendungen in der Elektronikindustrie stehen hauptsächlich Gold- und Platinresinatpasten mit unterschiedlichen rheologischen Eigenschaften und Metallgehalten zur Verfügung (vgl. Tabelle 2.1). Für den Spritz-, Pinsel- und den Handstempelauftrag sind fast flüssige Präparate mit niedriger Viskosität von ca. 0,5 Pa·s erhältlich. Präparate mit höherer Viskosität von ca. 2 - 40 Pa·s sind für den Siebdruck geeignet [56, 61, 62].

Standardmäßig liegt der Goldgehalt für technische Anwendungen bei 10 bis maximal 22 %. Platinpasten enthalten typischerweise 12,5 bis 15 % Platin [45]. Resinatpräparate für dekorative Zwecke enthalten in der Regel nur 6 bis 15 % Edelmetall. Oft werden zur Farbgebung zusätzlich geringe Mengen Silber zugegeben. Liegt der Feingoldgehalt unter 6 % werden diese Materialien auch als Lüster bezeichnet [62]. Aufgrund des geringen Metallgehaltes bilden diese Materialien nur sehr dünne und schlecht elektrisch leitende Goldschichten von ca. 100 nm aus [60, 63].

Tabelle 2.1: Herstellerangaben ausgewählter Resinatpasten

Produkt		8081-C	RP 181208	RP 080910	RP 070107	RP 080310
Hersteller		ESL	Heraeus	Heraeus	Heraeus	Heraeus
Datenblatt		[64]	[48]	[48]	[48]	[48]
Metall		Au	Au	Au	Pt	Ag
Metallgehalt	Gew. %	10	15	22	15	22,6
Viskosität (20°C)	Pa·s	40 - 60	6,5 - 8,5	20 - 30	40 - 60	20 - 40
Flächen-	mΩ/□	< 800	180 -	80 -	800 -	50 -
widerstand			270	130	1200	100
Schichtdicke	μm	< 1,0	0,1 - 0,3	0,1 - 0,5	0,1 - 0,3	0,1 - 0,5
Sintertemp.	°C	850	850	850	850	850

2.1.3 Zusammensetzung und Herstellung

Im Handel erhältliche Glanzgoldpräparate sind typischerweise dunkelbraune ölige homogene Flüssigkeiten mit aromatischem Geruch. Um kolloidal ausgefälltes Gold in Öl zu lösen, kommt im Allgemeinen nur das Goldharz in Frage. Goldharz wird hergestellt, indem Gold in Königswasser aufgelöst und anschließend mit Kaliumchlorid zu Chlorgoldkalium in Reaktion gebracht wird. Diese Chlorgoldkaliumlösung wird mit sulfurisiertem Lärchenterpentin (Schwefelbalsam) zu Goldharz (Goldresinat) weiterverarbeitet [41]. Dieses Goldharz wird anschließend gereinigt und in ätherischen Ölkombinationen wie Rosmarin-, Campher-, Fenchel- oder Spiköl gelöst. Zur Abstimmung der Viskosität und zur Einstellung des gewünschten Feingoldgehaltes wird Lavendel- oder Nelkenöl und Kolophoniumlösung hinzu gegeben.

Resinatpräparate enthalten keine Glasbestandteile. Der Haftungsmechanismus zum Substrat basiert ausschließlich auf Oxid-Haftung. Edelmetalle besitzen nur eine geringe Affinität zu Sauerstoff, so dass sie auf oxidischen Oberflächen schlecht haften [39]. Deshalb müssen Haftvermittler und Flussmittel wie Bismut

oder Chrom in Form ihrer organischen Resinatverbindungen zugesetzt werden. Die organischen Verbindungen zersetzen sich beim Einbrennen zu Metalloxiden und gehen eine feste Bindung mit dem Substrat ein. Die Haftvermittler können nach der Sinterung mit Hilfe der Energiedispersiven Röntgenspektroskopie (engl. *Energy Dispersive X-ray spectroscopy*, EDX) im Rasterelektronenmikroskop (REM) oder mit der Glimmentladungsspektroskopie (engl. *Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy*, GDOS/GDOES) nachgewiesen werden.

Zur Elementbestimmung wird während der EDX-Messung das charakteristische Röntgenspektrum der Atome in einer Probe ausgewertet. Im REM werden die Atome durch den Elektronenstrahl angeregt ihre charakteristische Röntgenstrahlung zu emittieren. Die örtliche Auflösung wird durch die Eindringtiefe des Elektronenstrahls in das Material begrenzt. In Abhängigkeit von der Beschleunigungsspannung und vom Material der Probe wird der Elektronenstrahl gestreut, so dass Röntgenstrahlen aus einer so genannten Anregungsbirne mit einem Durchmesser von 0,1 - 2 μm emittiert werden [65]. Deshalb können nur die enthaltenen Elemente in dünnen Goldschichten ($< 1 \mu\text{m}$) bestimmt werden. Aussagen über den Schichtaufbau können dabei nicht gewonnen werden (vgl. Abs. 3.1.1).

Qualitative Aussagen über den gesinterten Schichtaufbau können mit Hilfe der Glimmentladungsspektroskopie gewonnen werden. Während der GDOS-Messung wird, ausgehend von der Oberfläche, die Schicht gleichmäßig durch Kathodenzerstäubung mit Argonionen abgetragen. Angeregt durch Stoßprozesse emittieren die abgetragenen Atome Photonen mit charakteristischen Wellenlängen, die mit Hilfe eines nachgeschalteten Spektrometers aufgezeichnet und quantifiziert werden. Die Abb. 2.1 zeigt im Tiefenprofil die qualitative Verteilung des nachweisbaren Haftvermittlers Bismut innerhalb der ca. 200 nm dicken Goldschicht und die Konzentrationserhöhung an der Substratoberfläche. Das Absinken der Gold-Intensität bei gleichzeitigem Anstieg der Aluminium-Intensität zeigt, dass die Schicht bereits nach ca. 0,5 Sekunden abgetragen wurde. Für die experimentelle Untersuchung des Tiefenprofils wurde das Spektrometer GDA 750 HR der Firma Spectrums Analytik [66] und ein polierter Saphir-Wafer ($R_a \approx 1,5 \text{ nm}$) als Substratmaterial für die Resinatpaste RP 181208 verwendet.

Durch die Zugabe kleiner Mengen bestimmter Platinmetalle wie Rhodium oder Iridium wird der Schmelzpunkt des Goldes erhöht, damit es widerstandsfähiger

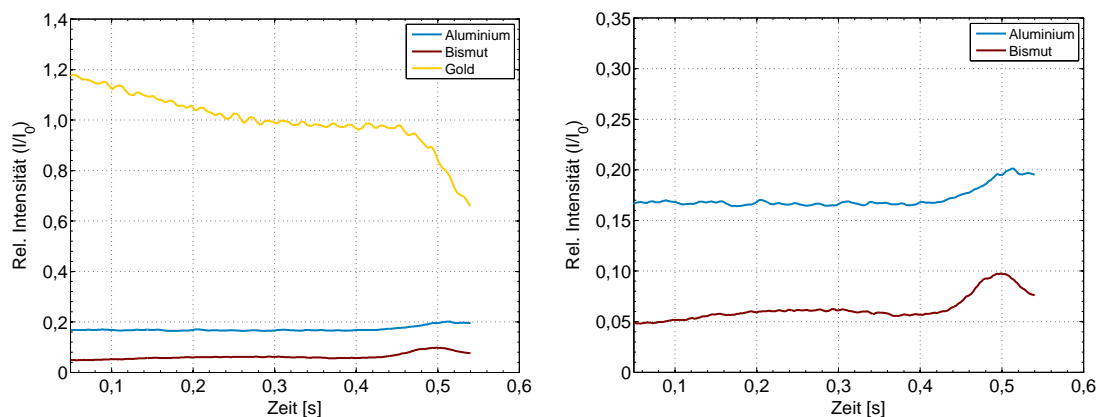


Abbildung 2.1: GDOES Tiefenprofil einer Goldschicht der Resinatpaste RP 181208 auf einem Saphir-Wafer

gegen die Verdampfung bei hohen Sintertemperaturen im Muffelofen wird [41]. Außerdem verhindert Rhodium das Agglomerieren und das verstärkte Kornwachstum der sich aus den organischen Goldverbindungen bildenden Goldpartikel [47, 67]. Um die Abriebfestigkeit zu erhöhen, werden Resinatpräparaten zusätzlich kleinste Mengen Silizium oder Nickel, ebenfalls in Form von organischen Verbindungen, beigemischt [47].

Analog der beschriebenen Herstellung von Glanzgoldpräparaten können auch andere Elemente wie Silber, Platin, Palladium, Iridium, Bismut, Rhodium oder Chrom zu Resinatpräparaten verarbeitet werden [38, 41].

2.1.4 Geeignete Substrate

Gemäß Herstellerangaben können als Substrate für Resinatpasten alle in der Dickschichttechnik eingesetzten Materialien verwendet werden [56, 61]. Neben der klassischen Aluminiumoxid-Keramik der Dickschichttechnik mit einer Reinheit von 96 % [68] kann auch die in der Dünnschichttechnik eingesetzte Aluminiumoxid-Keramik mit einer Reinheit von 99,6 % [69], glasierte Aluminiumoxid-Keramik [70], Quarzglas, Glas, Saphir oder auch Stahlemail als Substratmaterial verwendet werden. Aufgrund der geringen Schichtdicke folgt die gesinterte Metallschicht stets der Oberfläche des Substrates (vgl. Abb. 2.2). Auf hochglänzenden Substratoberflächen bildet sich eine hochglänzende Edelmetallschicht. Auf raueren Oberflächen bildet sich eine mattere Edelmetalloberfläche

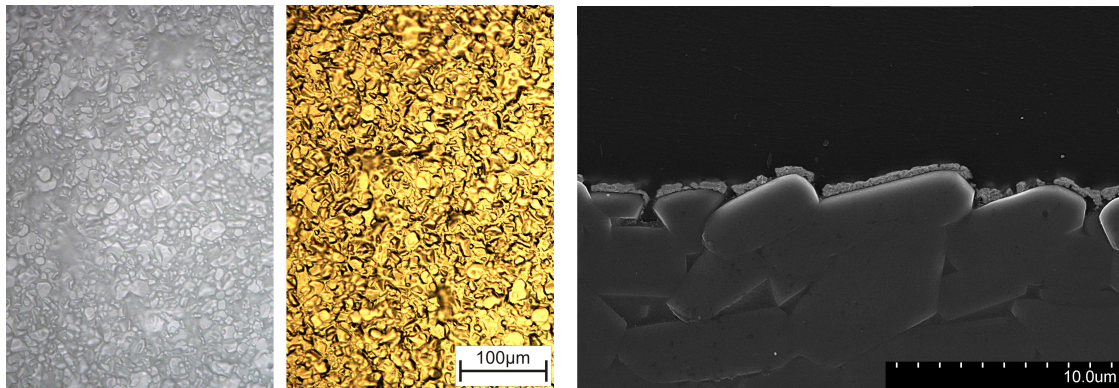


Abbildung 2.2: links) Mikroskopaufnahme einer Aluminiumoxid-Keramik ohne Beschichtung und mit Goldschicht der Resinatpaste RP 181208; rechts) Schliffbild der metallisierten Aluminiumoxid-Keramik

aus. Für die Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit wurden Aluminiumoxid-Keramiken ADS-96R der Firma CoorsTek [68] mit einer Reinheit von 96 % und einer Oberflächenrauheit von $R_a \approx 0,450 \mu\text{m}$ verwendet.

Die REM-Aufnahmen in Abb. 2.3 zeigen im Vergleich die Oberflächentopographie der Goldresinatpaste RP 181208 mit 15 % Metallgehalt (links) und der RP 080910 mit 22 % Metallgehalt (rechts). Durch den geringeren Metallgehalt neigt die Paste mit 15 % Metallgehalt auf Aluminiumoxid-Keramiken verstärkt zur Mikrorissbildung, weil die dünne Metallschicht der sehr rauen Oberfläche nicht immer folgen kann (vgl. Abb. 2.11).

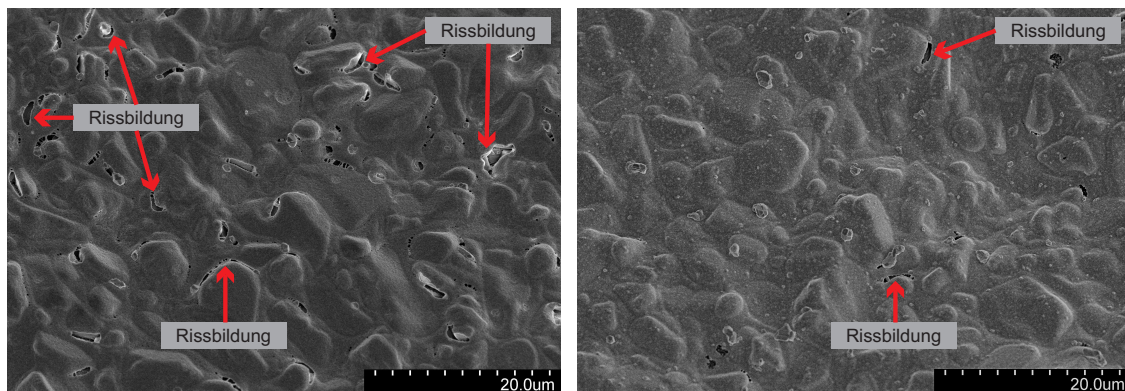


Abbildung 2.3: REM-Aufnahmen einer Goldschicht auf einer Aluminiumoxid-Keramik: links) Resinatpaste RP 181208 mit 15 % Metallgehalt; rechts) Resinatpaste RP 080910 mit 22 % Metallgehalt

2.2 Prozessierung von Resinatpasten auf Aluminiumoxid-Keramiken

Resinatpasten können mit unterschiedlichen Beschichtungsverfahren appliziert werden. Neben der in der Dickschichttechnologie am häufigsten eingesetzten Siebdrucktechnik sind auch andere Druckverfahren wie Tampon-, Offset- und Gravur-Druck oder Tauchen, Sprühen und Pinseln möglich [54, 71]. Für die jeweilige Anwendung und Applikationsform müssen die rheologischen Eigenschaften, wie Viskosität, Thixotropie und Standverhalten (Verfließigenschaften) der Pasten entsprechend abgestimmt werden [56]. Die Hauptapplikationsform von Resinatpasten, die Siebdrucktechnik, wird im Rahmen dieser Arbeit detaillierter betrachtet. Besonderheiten der Verarbeitbarkeit, Prozessparameter und die resultierenden Eigenschaften werden im Vergleich zu Standarddickschichtpasten untersucht und diskutiert.

2.2.1 Siebdruck

Für den Siebdruck geeignete Resinatpasten sind strukturviskose (scherverdünnende) Systeme mit einem thixotropen Verhalten. Um ein optimales Druckbild zu erzielen, sollte sich die Viskosität unter Einwirkung der Rakelkraft beim Drucken möglichst schnell verringern, damit die Paste gut durch die Siebmaschen fließen kann und anschließend rasch wieder ansteigen, damit das Druckbild stabil bleibt [72].

2.2.1.1 Pasten

Die Abbildung 2.4 zeigt im ersten Überblick die Schichteigenschaften, wie Flächenwiderstände und Schichtdicken der ausgewählten siebdruckfähigen gold- und silberhaltigen Resinatpasten mit unterschiedlichem Metallgehalt (vgl. Tab. 2.1). Alle Pasten wurden gemäß Herstellerempfehlung [48] mit einem 325 mesh Edelstahlsieb (VA 325/24) [73] vollflächig auf eine Aluminiumoxid-Keramik gedruckt und gesintert (vgl. Abs. 2.2.2). Aufgrund der relativ großen Oberflächenrauheit der Aluminiumoxid-Keramik im Vergleich zur Schichtdicke eignen sich zur Messung der Schichtdicke Schiffbilder (vgl. Abb. 2.2) oder die

zerstörungsfrei messende Röntgenfluoreszenzanalyse (RFA). Die Schichtdickenmessungen im Rahmen dieser Arbeit wurden mit dem FISCHERSCOPE X-RAY System XDVM der Firma Helmut Fischer [74] an mindestens fünf Meßpunkten durchgeführt. Die Flächenwiderstände wurden ebenfalls an fünf Meßpunkten mittels Vierspitzenmethode bestimmt [75]. Die gemessenen Schichtdicken von ca. 140 - 220 nm mit einem Flächenwiderstand von $R_{\square} \approx 220 - 135 \text{ m}\Omega$ für gold- bzw. ca. 600 nm mit $R_{\square} \approx 60 \text{ m}\Omega$ für silberhaltige Pasten entsprechen den Angaben der entsprechenden Datenblätter (vgl. Tab.2.1).

Aus dem Produkt des Flächenwiderstandes R_{\square} und der Schichtdicken d läßt sich für kompakte Materialien der spezifische elektrische Widerstand ρ nach Gleichung 2.1 berechnen:

$$\rho [\Omega \text{ mm}^2 / \text{m}] = R_{\square} \cdot d \quad (2.1)$$

Für die untersuchten goldhaltigen Resinatpasten beträgt der spezifische elektrische Widerstand $\rho = 0,029 - 0,032 \Omega \text{ mm}^2 / \text{m}$ ($\rho_{\text{Gold kompakt}} = 0,022 \Omega \text{ mm}^2 / \text{m}$) bzw. $\rho = 0,035 \Omega \text{ mm}^2 / \text{m}$ ($\rho_{\text{Silber kompakt}} = 0,016 \Omega \text{ mm}^2 / \text{m}$) für silberhaltige Pasten.

Der spezifische elektrische Widerstand dünner metallischer Schichten hängt, bedingt durch die geringe Schichtdicke, stark von der Oberflächenrauheit des Substrates ab. Im Vergleich zum kompakten Material werden die Bewegungen der Elektronen durch die Streuwirkung der Schichtoberfläche und an der Grenzfläche zum Substrat stärker gestört [76, 77].

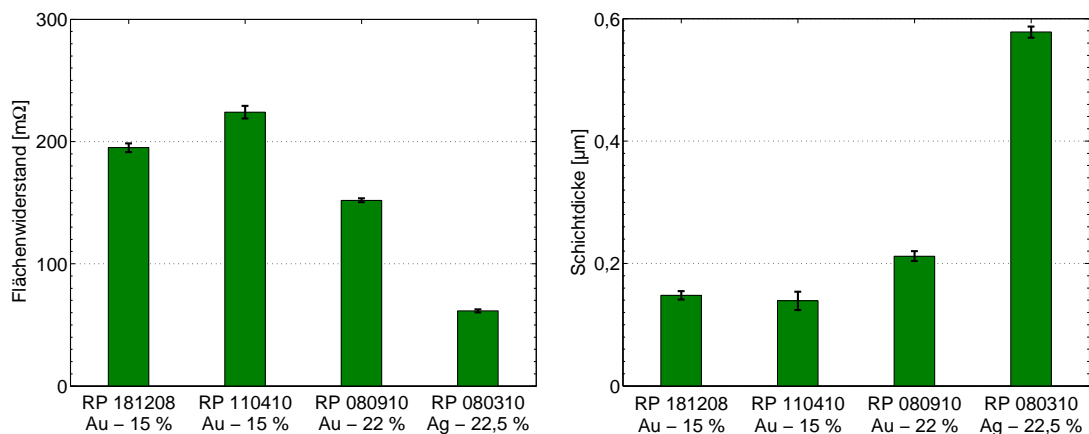


Abbildung 2.4: Schichteigenschaften von gold- und silberhaltigen Resinatpasten mit unterschiedlichem Metallgehalt auf Aluminiumoxid-Keramiken: links) Flächenwiderstand; rechts) Schichtdicke

2.2.1.2 Siebe

Neben dem Metallgehalt der Paste können durch verschiedene Siebgewebe, aber auch durch Beschichtungsdicke und Siebdruckparameter, unterschiedliche Schichtdicken realisiert werden. Die Gewebeparameter werden durch Fadendurchmesser, Maschenweite und Anzahl der Maschen charakterisiert. Für homogene Schichten haben sich Edelstahl- und Polyester-Siebgewebe (VA bzw. POL) mit 200 bis 400 mesh bewährt [73, 78]. Zur Berechnung der Schichtdicke wird im ersten Schritt die offene Siebfläche A_O , der Anteil aller Sieböffnungen an der gesamten Gewebefläche nach Gl. 2.2 mit Fadendurchmesser d und Maschenweite w berechnet:

$$A_O [\%] = 100\% \cdot \left[\frac{w^2}{(w + d)^2} \right] \quad (2.2)$$

Mit der Gewebedicke ($2d$) kann der theoretische Farbauftrag V_{th} nach Gl. 2.3 berechnet werden:

$$V_{th} [cm^3/m^2] = 2d [\mu m] \cdot \frac{A_O}{100\%} \quad (2.3)$$

Die theoretische Schichtdicke (nasse Schichtdicke) T_N kann mit dem theoretischen Farbauftrag V_{th} und der Beschichtungsdicke E des Siebes nach Gl. 2.4 bestimmt werden:

$$T_N [\mu m] = 2d [\mu m] \cdot \frac{A_O}{100\%} + E [\mu m] \quad (2.4)$$

Tabelle 2.2: Abhängigkeit der nassen Schichtdicken T_N von den Siebgewebeparametern für Siebe ohne Beschichtung ($E = 0$) [73, 78]

Typ & Maschenzahl [mesh]	Fadendurchm. $d [\mu m]$	Maschenweite $w [\mu m]$	offene Siebfläche $A_O [\%]$	theor. Farbauftrag $V_{th} [cm^3/m^2]$	theor. nasse Schichtdicke $T_N [\mu m]$
VA 400	18	45	51	18	18
VA 325	24	53	47	23	23
VA 200	36	90	51	37	37
POL 240	40	62	35	22	22

Für vollflächige Metallisierungen werden Siebe ohne Beschichtung ($E = 0$) verwendet. Somit entspricht die theoretische Nassdicke T_N dem theoretischen Farbvolumen V_{th} (vgl. Tab. 2.2). Die gemessenen nassen Schichtdicken für die empfohlenen Siebe liegen in der Regel zwischen 5 und 30 μm . Durch die vollständige Verbrennung der organischen Bestandteile schrumpft die Schichtdicke auf 150 nm bis 1,4 μm (vgl. Abs. 2.2.2). In Abhängigkeit vom Siebgewebe und Präparat können Flächenwiderstände von 40 bis 300 $\text{m}\Omega$ realisiert werden (vgl. Abb.2.5).

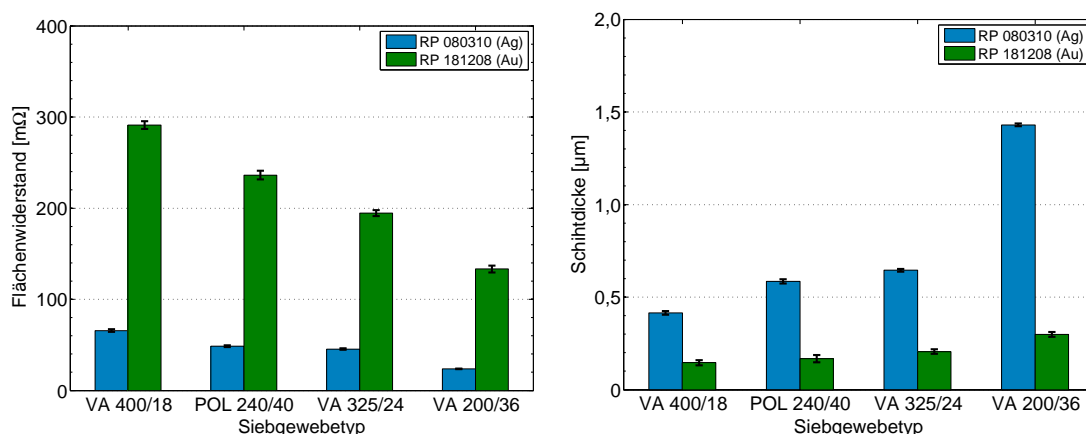


Abbildung 2.5: Schichteigenschaften in Abhängigkeit vom Siebgewebe am Beispiel der Goldresinatpaste RP 181208 und der Silberresinatpaste RP 080310 auf Aluminiumoxid-Keramiken: links) Flächenwiderstand; rechts) Schichtdicke

2.2.1.3 Siebdruckparameter

Die Qualität und Druckauflösung des Siebdruckes ist neben den Eigenschaften der Paste hauptsächlich vom Siebgewebetyp, vom Substrat, von Druckparametern wie Absprung, Druckgeschwindigkeit, Rakeldruck, Rakelhärte oder Rakelform und nicht zuletzt vom Bediener abhängig. Um beim Drucken eine möglichst gleichmäßige Schichtdicke und exakte Kantenqualität zu erzielen, müssen die Druckparameter für jede Paste und jedes Substratmaterial empirisch ermittelt werden. Die Vorgehensweise wird in experimentellen Untersuchungen am Beispiel der Goldresinatpaste RP 181208 auf Aluminiumoxid-Keramiken demonstriert.

Flächenwiderstand und Schichtdicke

Ausgehend von Standardwerten wurde die in Tabelle 2.3 dargestellte Versuchsmatrix zur Optimierung der Siebdruckparameter für Resinatpasten erstellt.

Zur Bestimmung des Flächenwiderstandes bzw. der Schichtdicke wurden im ersten Schritt für jeden Parametersatz jeweils drei Aluminiumoxid-Keramiken mit einem nicht strukturierten Sieb Typ 5 [79] mit 240 mesh Polyester-Gewebe (POL 240/40) der Firma KOENEN [78] mit der Goldresinatpaste RP 1812008 vollflächig bedruckt. Für die gleichmäßige Füllung der Siebmaschen wurde ein Flutrakel (Vorrakel) verwendet. Die anschließende Sinterung erfolgte gemäß den Empfehlungen des Pastenherstellers (vgl. Abs. 2.2.2).

Die berechneten Mittelwerte und Standardabweichungen der Versuchsreihe werden in der Abbildung 2.6 dargestellt. Der Absprung, der Abstand zwischen Siebgewebe und Substrat, ist hauptsächlich von Siebparametern wie Gewebetyp, -spannung, Rahmengröße und Druckbild (Layout) abhängig. Er muss mindestens so groß gewählt werden, dass sich das Sieb vollständig hinter der Rakel abhebt. Insbesondere für größere Flächen ist deshalb ein Absprung von mindestens 1,2 mm notwendig. Höhere Werte führen zu größeren Schichtdicken, aber auch zum schnelleren Überdehnen des Siebgewebes, weil auch die Rakelkraft erhöht werden muss. Durch größere Rakelkräfte werden wiederum die Siebgewebefäden stärker zusammengedrückt, die nasse Schichtdicke sinkt und die Standzeit der Siebe wird weiter verkürzt.

Durch steigende Rakelgeschwindigkeiten nimmt die Viskosität der Paste ab und wird gleichzeitig mit höherem Druck durch das Sieb gepresst. Es kommt

Tabelle 2.3: Versuchsmatrix zur Optimierung der Siebdruckparameter für Resinatpasten

Siebdruckparameter	Nr.	1	2	3	4	5	6	7	8
Absprung	mm	1,2	1,2	1,2	1,4	1,4	1,4	1,4	1,4
Rakelgeschwindigkeit	cm/s	3	5	7	3	5	7	10	10
Rakelkraft	N	50	50	50	50	50	50	50	75
Druckrakel	Shore A	75	75	75	75	75	75	75	75

zu einer Vergrößerung der Schichtdicke bis zu einem Maximalwert, da auch die Zeiten für den Pastentransfer kürzer werden. Vom Pastenhersteller wird für diese Paste eine Rakelgeschwindigkeit von maximal 10 cm/s empfohlen [80].

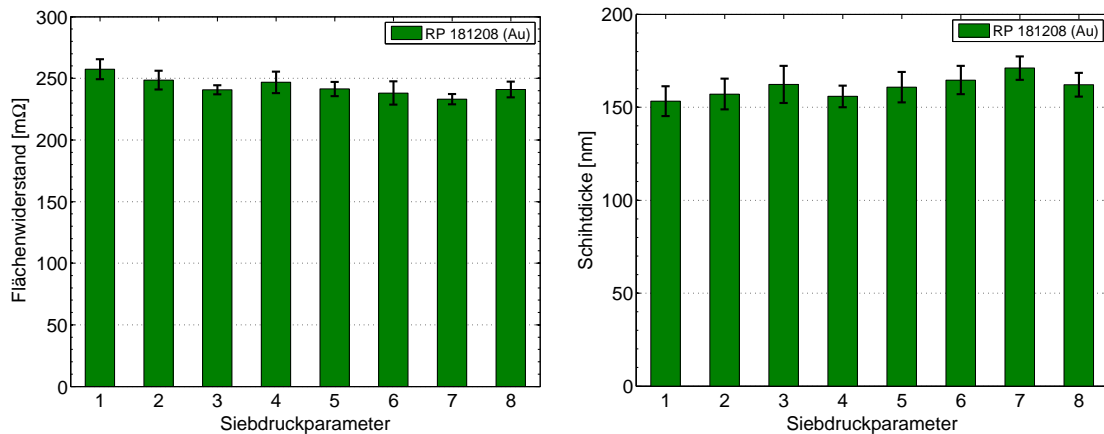


Abbildung 2.6: Schichteigenschaften in Abhängigkeit der Siebdruckparameter (vgl. Tab. 2.3) am Beispiel der Goldresinatpaste RP 181208 auf Aluminiumoxid-Keramiken: links) Flächenwiderstand; rechts) Schichtdicke

Strukturauflösung und -genauigkeit

Zur Bestimmung der zuverlässig realisierbaren Strukturauflösung sind, wie im Abschnitt 1.2.1 diskutiert, runde Strukturen für Strukturauflösungstests besonders geeignet. Als Testlayout wurden deshalb Spiralen mit einer Strukturauflösung von 50 - 150 μm entworfen (vgl. Abb. 2.7 (links)).

Zur genauen Herstellung des Entwurfes müssen außerdem die Toleranzen und Fehlerquellen der Herstellungstechnologie detaillierter betrachtet werden. Je näher sich die Abmessungen den absoluten Auflösungsgrenzen der Technologie nähern, desto stärker wirken sich Toleranzen und Fehler auf die Maßhaltigkeit aus. Ungenauigkeiten und Toleranzen können zum einen bereits bei der Erstellung der Filmvorlage oder bei der fotolithografischen Siebherstellung (Siebdruckvorlage) entstehen. Zum anderen kann das Verfließen der Resinatpaste nach dem Siebdruck oder der verstärkte Rückzug der Paste an den Kanten nach der Sinterung das Strukturauflösungsvermögen verschlechtern. Diese Fehlerfaktoren können durch eine zusätzliche Designanpassung ausgeglichen oder minimiert werden.

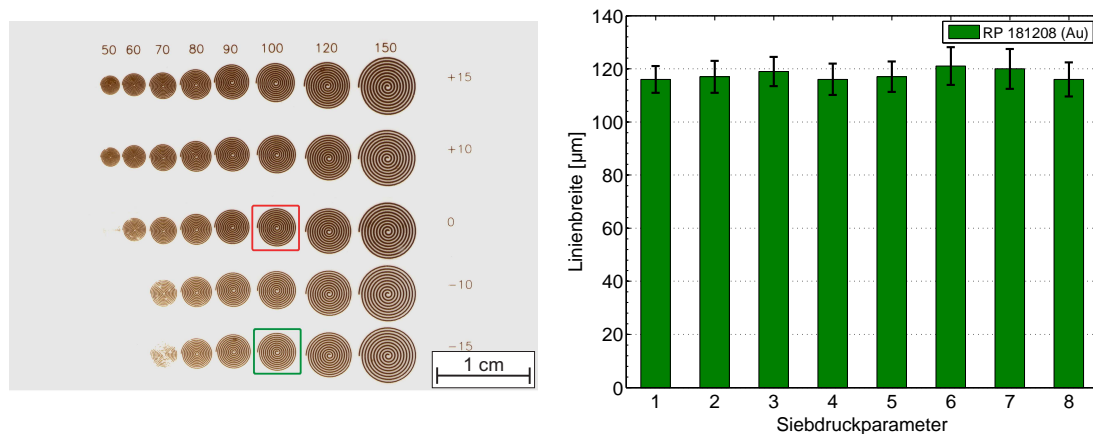


Abbildung 2.7: links) Siebgedruckte Spiralen (RP 181208) mit einer Strukturauflösung von 50-150 µm und zusätzlicher Anpassung der Leitbahnbreite und -abstände um +15, +10, -10 und -15 µm auf einer Aluminiumoxid-Keramik; rechts) Einfluss der Siebdruckparameter (vgl. Tab. 2.3) auf die Strukturgenauigkeit am Beispiel der Goldresinatpaste RP 181208 auf Aluminiumoxid-Keramiken

Sie müssen für jede Materialkombination und Verarbeitungsbedingungen empirisch ermittelt und angepasst werden. Zur Ermittlung der Anpassungsfaktoren für Siebdruckpasten ist es empfehlenswert, die Leiterbahnbreiten der entworfenen Spiralen um 10 und 15 µm zu vergrößern und die Abstände zwischen den Leiterbahnen entsprechend zu verkleinern (vgl. Abb. 2.7 (links)).

Zum Siebdruck der Resinatpaste RP 1812008 wurde ein strukturiertes Sieb Typ 5 [79] mit einem 400 mesh Edelstahlgewebe (VA 400/18) der Firma KOENEN [73] und einer 15 µm Siebbeschichtungsdicke verwendet. Zur gleichmäßigen Füllung der Siebmaschen wurde ebenfalls ein Flutrakel eingesetzt. Für jeden Parametersatz wurden wiederum drei Aluminiumoxid-Keramiken bedruckt und nach Herstellerangaben gesintert (vgl. Abs. 2.2.2). An sechs Messpunkten wurden die Strukturen mit dem Messmikroskop VMS ergo der Firma Walter Uhl [81] mit fünffacher Vergrößerung vermessen.

Die Abbildung 2.7 (rechts) zeigt die Einflüsse der Siebdruckparameter auf die gemessenen Leiterzugbreiten für eine zuverlässig realisierbare Spirale mit einer entworfenen Strukturauflösung von 100 µm (vgl. Abb. 2.7 (links), rot eingrahmte Spirale). Durch die Variation der Siebdruckparameter konnte die Leiterbahnbreite um ca. ±5 % im Bereich von 115-120 µm beeinflusst werden. Der Abstand

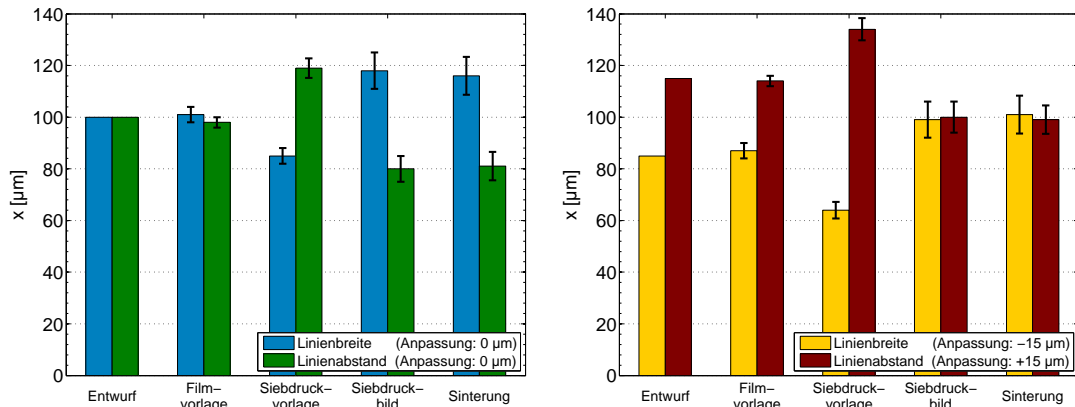


Abbildung 2.8: Auswertung der Genauigkeitsabweichungen der einzelnen Fertigungsprozessschritte und Auswirkung zusätzlicher Anpassungsfaktoren auf die Maßhaltigkeit am Beispiel einer Spirale mit einer Strukturauflösung von $100\text{ }\mu\text{m}$ für die Resinatpaste RP 181208 auf einer Aluminiumoxid-Keramik: links) ohne zusätzliche Anpassung der Leitbahnbreite; rechts) Verringerung der Leitbahnbreite um $15\text{ }\mu\text{m}$ bzw. Vergrößerung des Leitbahnabstandes um $15\text{ }\mu\text{m}$ im Entwurf

zwischen den Leiterzügen betrug ca. $80\text{--}85\text{ }\mu\text{m}$. Aufgrund der hohen Standardabweichung von maximal $7,4\text{ }\mu\text{m}$ ist eine exakte und zuverlässige Beurteilung des Einflusses der Siebdruckparameter auf die Strukturgenauigkeit nicht möglich (vgl. Abb. 2.7 (rechts)). Für die weiteren Untersuchungen wurde ein Absprung von $1,2\text{ mm}$, eine Rakelgeschwindigkeit von 5 cm/s und eine Rakelkraft von 50 N als Siebdruckparameter verwendet.

Um die Ursachen und die Gegensteuerungsmöglichkeiten abzuschätzen, die zur beobachteten hohen Abweichung zwischen Entwurf und Realisierung führten, müssen die einzelnen Prozessschritte detailliert betrachtet werden. Die Abbildung 2.8 (links) zeigt die Analyse der Genauigkeitsabweichung in den einzelnen Fertigungsprozessschritten für die vorgestellte Spirale (vgl. Abb. 2.7 (links), rot eingerahmte Spirale). Für die Erstellung der Filmvorlage wurde der Rasterfotoplotter MIVATEC T3 der Firma MIVA Technologies [82] mit einer Auflösung von 16000 dpi und ein Polymerfilm der Firma Agfa [83] verwendet. Durch dieses sehr hohe Auflösungsvermögen entspricht die Filmvorlage weitestgehend dem Entwurf im angestrebten Zielauflösungsbereich ($\geq 50\text{ }\mu\text{m}$). Die fotolithografische Siebherstellung (Siebdruckvorlage) führte zu einer Verringerung der Leitbahnbreite und einer Vergrößerung der Leitbahnabstände von ca. $15\text{--}20\text{ }\mu\text{m}$. Diese

Abweichung wurde bei der Verwendung einer $15\text{ }\mu\text{m}$ Emulsions- bzw. Siebschichtungsdicke immer beobachtet und ist beispielsweise auf nicht angepasste Belichtungs Dosen, Entwicklungszeiten oder Beugungseffekte (Proximity-Effekt) zurückzuführen. Diese konstante Abweichung wurde im Rahmen der Arbeit nicht weiterführend untersucht.

Die niedrige Viskosität der untersuchten Resinatpaste von ca. $8\text{ Pa}\cdot\text{s}$ (vgl. Tab. 2.1) führte zum Verfließen der siebgedruckten Resinatstrukturen um ca. 30 bis $40\text{ }\mu\text{m}$. Ohne zusätzliche Layoutanpassungen betrug die durchschnittliche Leitbahnbreite nach der Sinterung $116\text{ }\mu\text{m}$ und der Abstand zwischen den Leiterzügen lediglich $81\text{ }\mu\text{m}$ (vgl. Abb. 2.8 (links)). Unter Einbeziehung der Abweichungen der Siebdruckvorlage muss zur Herstellung exakter Strukturgeometrien für diese Resinatpaste im Entwurf die Leitbahnbreite zusätzlich um $15\text{ }\mu\text{m}$ verringert und demzufolge der Leitbahnabstand entsprechend um $15\text{ }\mu\text{m}$ vergrößert werden (vgl. Abb. 2.8 (rechts) und Abb. 2.7 (links), grün eingerahmte Spirale).

Die Abbildung 2.9 zeigt die Vergrößerung dieser siebgedruckten Spirale mit einer Strukturauflösung von $100\text{ }\mu\text{m}$ nach dem Siebdruck (links) und nach der Sinterung (rechts). Durch das Verfließen der siebgedruckten Resinatstrukturen um ca. 30 bis $40\text{ }\mu\text{m}$ wird die zuverlässig realisierbare Strukturauflösung der Resinatpaste RP 181208 auf Aluminiumoxid-Keramiken auf ca. $100\text{ }\mu\text{m}$ begrenzt.

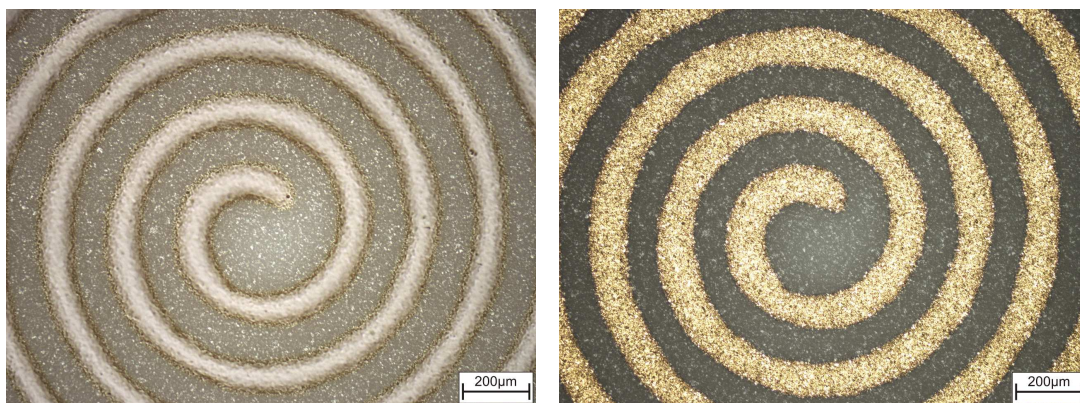


Abbildung 2.9: Zuverlässig siebdruckbare Spiralen (RP 181208) mit einer Strukturauflösung von $100\text{ }\mu\text{m}$ auf einer Aluminiumoxid-Keramik: links) nach dem Siebdruck; rechts) nach der Sinterung

2.2.2 Sinterung

Nach dem Druck sollten Resinatpasten 5 bis 10 Minuten bei Raumtemperatur ruhen, damit die Maschenstrukturen zu einer homogenen Schicht verfließen können. Aufgrund des hohen Lösemittelanteils von bis zu 50 % sind im anschließenden Trocknungsschritt konstante Trocknungs- und insbesondere gute Durchlüftungsbedingungen zu gewährleisten. Verbleibende Lösungsmittel können einerseits zum Abplatzen während der Sinterung, andererseits zu unterschiedlichen Schichtdicken und damit zu nicht vergleichbaren Flächenwiderständen führen. Der Trocknungsschritt findet typischerweise bei 80 bis 125 °C für 10 bis 20 Minuten statt.

Resinatpasten können in Mehrzonendurchlauföfen oder in Muffelöfen gesintert werden. Für die vollständige Verbrennung der organischen Bestandteile (vgl. Abs. 2.1.3) ist eine oxidative Atmosphäre sehr wichtig. Nicht ausreichende Luftmengen können durch unvollständige Verbrennung der organischen Bestandteile hohe Oberflächenrauheiten und damit steigende Flächenwiderstände verursachen. Im Rahmen dieser Arbeit wurden die Resinatpasten im PEO-603 der Firma ATV [84] gesintert. Während der gesamten Prozesszeit wurde der Muffelofen mit 15 slm Druckluft gespült. Die Abb. 2.10 (links) zeigt ein typisches Sinterprofil für Resinatpasten auf Aluminiumoxid-Keramiken. Die maximale Peaktempera-

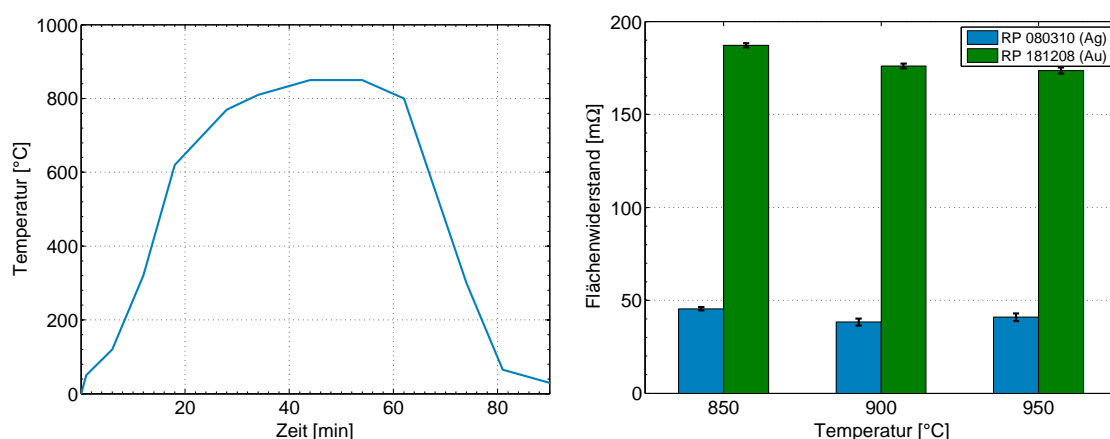


Abbildung 2.10: links) Empfohlenes Sinterprofil für den Einbrand von Resinatpasten auf Aluminiumoxid-Keramiken; rechts) Flächenwiderstand in Abhängigkeit von der Sintertemperatur

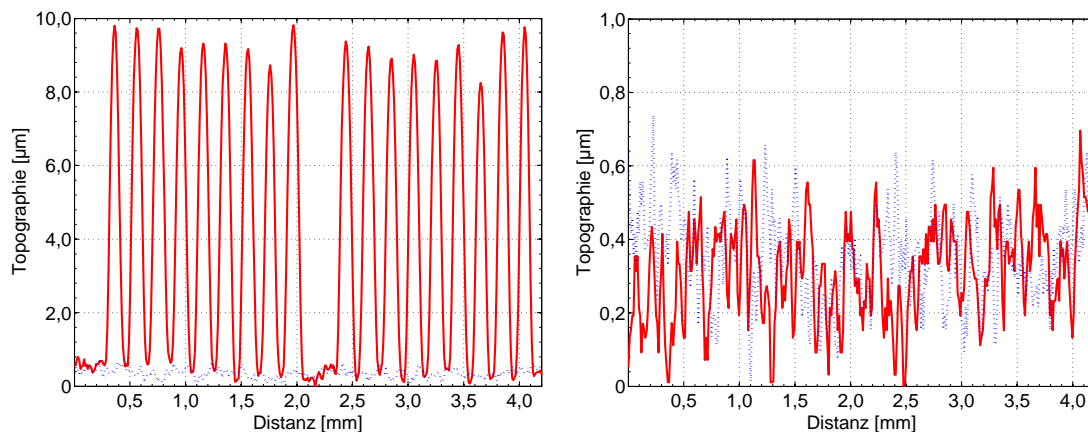


Abbildung 2.11: Oberflächentopographie einer siebgedruckten Spirale (RP 181208) auf einer Aluminiumoxid-Keramik: links) nach dem Siebdruck; rechts) nach der Sinterung

tur und Peakzeit sind vom verwendeten Substrat und Präparat abhängig. Für die untersuchten Pasten werden vom Hersteller 850 °C für 10 Minuten empfohlen [56].

Analog zu Dickschichtpasten kann der Flächenwiderstand mit Erhöhung der Sintertemperaturen durch erhöhte Versinterungsdichte geringfügig verringert werden (vgl. Abb. 2.10 (rechts)) [18]. Silberhaltige Präparate sollten aber aufgrund der Silberschmelztemperatur von 961 °C nicht bei höheren Temperaturen eingebrannt werden. Die Verlängerung der Peakzeit hat keinen Einfluss auf den Flächenwiderstand. Auch nach Mehrfacheinbränden zeigen die untersuchten Resinatpasten keine Änderung der gemessenen elektrischen Schichteigenschaften. Haftungsprobleme zwischen Resinatmetallisierungen und Aluminiumoxid-Keramiken konnten mittels Tape-Abzugstest [85] nicht festgestellt werden (vgl. Abs. 4.2).

Während der Trocknung und Sinterung sinkt die Schichtdicke von 5 µm bis 30 µm auf 100 nm bis 1 µm. Die Schrumpfungsrates S , das Verhältnis von gedruckter (nasser) Schichtdicke T_N zur gebrannten Dicke T_B , beträgt somit 20 bis 100. Die Schrumpfungsrates von Dickschichtpasten liegen im Bereich von 1,5 bis 2 [18]. Die Abbildung 2.11 zeigt im Vergleich die Oberflächentopographie der vorgestellten Spirale (vgl. Abb. 2.9) nach dem Siebdruck (links) und nach der Sinterung (rechts). Die blau hinterlegte Messkurve zeigt die Oberflächentopographie der

Aluminiumoxid-Keramik außerhalb des bedruckten Bereiches. Durch die hohe Oberflächenrauheit der Aluminiumoxid-Keramik ($R_a \approx 0,450 \mu\text{m}$) ist eine zuverlässige Schichtdickenmessung der ca. 150 nm dünnen aufliegenden Resinatmetallisierung nicht möglich (vgl. Abs. 2.2.1). Die Oberflächentopographiemessungen wurden mit dem optischen Profilometer MicroProf® 300 der Firma Fries Research & Technology GmbH [86] durchgeführt.

2.3 Resinatpasten und Mehrlagenkeramiksyste-me

Nach der vorgestellten Prozessoptimierung für klassische Dickschichtmaterialien wird in diesem Abschnitt das Hauptaugenmerk auf die Verwendungsmöglichkeiten von Resinatpasten in der Mehrlagenkeramiktechnologie gelegt.

Mehrlagenkeramiken können anhand der Sintertemperatur in Hoch- (engl. *High Temperature Cofired Ceramics*, HTCC) und Niedertemperaturkeramiken (engl. *Low Temperature Cofired Ceramics*, LTCC) eingeteilt werden. Aufgrund der hohen Sintertemperaturen von über 1500 °C können für HTCC-Materialsysteme nur eine begrenzte Auswahl relativ schlecht elektrisch leitfähiger Metallisierungen, wie Molybdän oder Wolfram, eingesetzt werden. Demgegenüber fasst der Begriff LTCC keramische Materialien zusammen, die typischerweise bei Temperaturen < 900 °C versintern. Diese vergleichsweise niedrige Sintertemperatur ermöglicht erst die Verwendung von elektrisch sehr gut leitfähigen Edelmetallen wie Gold und Silber.

Die Abbildung 2.12 zeigt die grundsätzliche Prozesskette der LTCC-Technologie im Überblick. Durch separate Bearbeitung und anschließende optische Kontrolle der einzelnen keramischen Grünfolien (engl. *Greensheet* oder *GreenTape*™ - markenrechtlich geschützter Handelsname der Firma DuPont™) vor der Laminierung und Sinterung kann eine sehr hohe Ausbeute erzielt werden. Insbesondere dieser hohe Anteil an parallelen Prozessschritten unterstreicht die Vorteile der Mehrlagentechnologie gegenüber der konventionellen Multilayerdickschichttechnologie. In der weiterführenden Literatur [18, 87, 88] werden die einzelnen Prozessschritte und -parameter ausführlich diskutiert. Nach der Sinterung (engl. *Cofire*) zu einem festen Keramiksubstrat können weitere Standarddickschichtprozesse (engl. *Postfire*) folgen. Ein Überblick über die anschließende

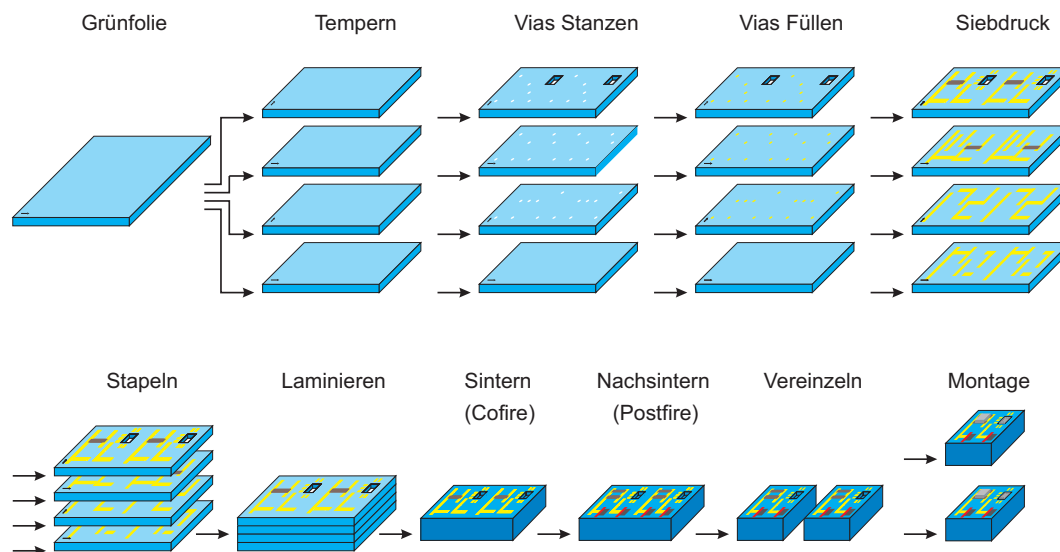


Abbildung 2.12: Prozesskette der LTCC-Technologie

Hybridisierung, d.h. die Bestückung, Montage und Kontaktierung von Bauelementen und anschließende Häusung, Verkapselung bzw. Passivierung wird in [10, 18, 38, 89] gegeben. Um die Verwendungsmöglichkeiten von Resinatpasten in der LTCC-Technologie beurteilen zu können, muss die Zusammensetzung der keramischen Foliensysteme und Kompatibilität der Sinterprozesse detaillierter betrachtet werden.

2.3.1 Materialauswahl und Zusammensetzung der keramischen Folien

Es gibt eine große Vielfalt von LTCC-Herstellern und Materialsystemen mit spezifisch optimierten Eigenschaften für unterschiedlichste Anwendungen [88]. Eine immer größere Rolle spielen auch kundenspezifische Materialsysteme. Diese sind beispielsweise zur Realisierung von Silizium-Keramik-Verbundsubstraten in ihren thermomechanischen Eigenschaften an Silizium angepasst [90]. Besonders im asiatischen Raum werden viele LTCC-Systeme ausschließlich für Eigenverwendung (engl. *Inhouse*) entwickelt und nur fertige Module und Baugruppen vertrieben. Ein andere Vermarktungsstrategie verfolgen reine Materialzulieferer, die nur Entwicklung und Herstellung der Materialien betreiben. Ein Ausschnitt frei verfügbarer kommerzieller Materialsysteme ist in Tabelle 2.4 dargestellt.

Tabelle 2.4: Herstellerangaben ausgewählter LTCC-Materialsysteme

Produkt		DP 951	DP 9K7	CT 707 _{bf}	CT 700	A6M
Hersteller		DuPont	DuPont	Heraeus	Heraeus	Ferro
Datenblatt		[91]	[92]	[93]	[94]	[95]
lieferbare Foliendicken	μm	50/114/ 165/254	127/ 254	130/ 200	130/200/ 300	127/ 254
Thermische Ausdehnung α	$\frac{\text{ppm}}{\text{K}}$	5,8	4,4	7,6	5,8	7
Thermische Leitfähigkeit λ	$\frac{\text{W}}{\text{mK}}$	3,3	4,6	4,3	4,3	2
Permittivität ϵ_r		7,8	7,1	6,3	7,5 - 7,9	5,9
Verlustwinkel $\tan \delta$		0,006 (3 GHz)	0,001 (10 GHz)	0,003 (2,5 GHz)	0,002 (1 kHz)	0,002 (1-100 GHz)
Schrumpfung						
lateral	%	12,8	9,1	17	14,6	15,4
Toleranz	%	$\pm 0,3$	$\pm 0,3$	$\pm 0,5$	$\pm 0,5$	k. A.
z-Achse	%	15	11,8	26	26	28
Toleranz	%	$\pm 0,5$	$\pm 0,5$	± 4	± 4	k. A.
Oberflächen- rauigkeit R_a (l=5 mm)	μm	< 0,3 0,214	0,52 0,462	k. A. 0,123	k. A. 0,175	k. A. 0,223
Welligkeit W_a (l=50 mm)	μm	8,47	11,03	4,70	5,32	6,02
Bindertyp		PMMA	PMMA	PVB	PVB	PVB

Die Herstellung keramischer Grünfolien erfolgt meist mit Hilfe des Doctor-Blade-Verfahrens. Mit diesem Verfahren sind Folienstärken zwischen $5 \mu\text{m}$ und 3 mm herstellbar. Eine gießfähige keramische Masse, auch Schlicker genannt, wird kontinuierlich auf eine unter dem Gießschuh hindurch gezogene Trägerfolie (Mylarfolie) gegossen. Die Schichtdicke kann u. a. durch den Abstand des Rakels (engl. *Doctor Blade*) zur Trägerfolie, die Ziehgeschwindigkeit, die Viskosität des Schlickers und die anschließende Trockenzeit und Trockentemperatur variiert werden. Durch diesen Ziehprozess treten zum einen richtungsabhängige Effekte auf, die zu geringfügigen lateralen Schwindungsunterschieden zwischen der Ziehrichtung und orthogonalen Achse führen. Zum anderen kann eine Sedimen-

tation, eine einseitige Ausgasung der flüchtigen Stoffe, sowie eine ungleiche Verteilung der Füllmaterialien eine abweichende Zusammensetzung innerhalb der Grünfolie verursachen. In Folgeprozessen ist deshalb unbedingt auf die Gießorientierung zu achten. Ausgangspunkt dieses Verfahrens ist die Herstellung eines homogenen fließ- bzw. gießfähigen Schlickers bestehend aus:

- Keramikpulver
- Glaspulver
- Dispergiermittel
- Organischen Lösungsmitteln
- Organischem Binder
- Plastifikatoren
- weiteren Additiven

Hauptbestandteil der Folien bilden Glas- und Keramikpulver. Durch die Zugabe von Gläsern (z.B. Borosilikatglas) mit niedrigen Erweichungstemperaturen wird ein Flüssigphasensintern mit Sintertemperaturen $< 900\text{ °C}$ erst ermöglicht. Die Gläser umfließen die oxidkeramischen Füllmaterialien (Al_2O_3 und SiO_2), schließen die Poren und verdichten den Stoffverbund. Ferner wirkt das Glas als Haftvermittler zwischen Substrat und Metallisierung. Die genaue Zusammensetzung und die Eigenschaften der verarbeiteten Ausgangspulver, wie Reinheit, Korngröße, Korngrößenverteilung, Feuchtigkeitsgehalt usw. bestimmen die mechanischen elektrischen und thermischen Eigenschaften der fertigen Substrate.

Der wichtigste Inhaltsstoff, der die Verarbeitbarkeit von Grünfolien bestimmt und ermöglicht, ist der Binder. Er stellt in den Grünfolien die Verbindung zwischen Gläsern und keramischen Füllmaterialien her. Der Binderanteil bestimmt die Kompressibilität, das Fließverhalten und die Formstabilität der Folien und ermöglicht das Laminieren der einzeln bearbeiteten Folien zu einem dreidimensional strukturierten Substrat. Die Laminierung der einzelnen Folien erfolgt oberhalb der Erweichungstemperatur des Binders. Dieser wird dadurch fließfähig und verbindet unter Druck die Folien miteinander. Ein entsprechend hoher Binderanteil erhöht die Kompressibilität der Folien und erleichtert die Einbettung

von Leitbahnen und Widerständen, senkt aber die Formstabilität und verlängert das Sinterregime, denn der Binder muss vor der eigentlichen Sinterung restlos und rückstandsfrei entfernt werden (Abb. 2.13). In den meisten LTCC-Systemen werden Polymerharze wie Polyvinyle oder Polyacrylate als Binder eingesetzt. Typische Vertreter dieser Stoffgruppen sind Polyvinylbutyral (PVB) und Polymethylmethacrylat (PMMA) (vgl. Tabelle 2.4). In der ersten Phase der Sinterung oxidiert PVB zu Kohlenstoffverbindungen (CO , CO_2), PMMA hingegen wird aufgespalten und verdampft [18, 96].

Die notwendige Elastizität und Flexibilität, die zur Verarbeitung der Grünfolien erforderlich ist, wird mit Hilfe von Weichmachern (Plastifikatoren) als Zusätze zum Binder reguliert. Die Zugabe von Dispergatoren und Lösungsmitteln verhindern die Klumpenbildung und sorgen für eine homogene Verteilung des Pulvers und der Additive.

2.3.2 Sinterung

2.3.2.1 Sinterprofile

Typische LTCC-Sinterprofile gliedern sich in zwei Abschnitte, den Entbinderungs- bzw. Ausbrand- (engl. *Burnout*) und den Sinterzyklus (engl. *Firing*). Im ersten Schritt zerfallen und verbrennen die organischen Bestandteile und Lösungsmittel. In Abhängigkeit vom Material liegt die Ausbrandtemperatur der organischen Hilfsstoffe zwischen 180°C und ca. 500°C . Damit die organischen Zusätze aus dem Laminat vollständig entweichen können, wird in der ersten Phase die Brennkammer stetig mit Frischluft gespült und der Temperaturanstieg mit $1 - 5 \text{ K/min}$ gering gehalten. Verschiedene Hersteller empfehlen zusätzliche Haltephasen, damit bis zum Ende der Ausbrennphase 99,95 % der organischen Bestandteile ausgetrieben werden (vgl. Abb. 2.13).

Nach dem Burnout befindet sich das Material in einem kreideartigen Zustand und ist sehr fragil und kaum handhabbar. Deshalb sollte direkt im Anschluß der Sinterzyklus folgen. Der weitere Temperaturanstieg erfolgt mit Aufheizraten bis 10 K/min . Die Glasbestandteile erweichen im Bereich der Glasübergangstemperatur ($550 - 780^\circ\text{C}$). Die Glaspartikel verfließen, benetzen die keramischen Füllstoffe, verschließen die Poren und verdichten das Substrat. Die Spitzentem-

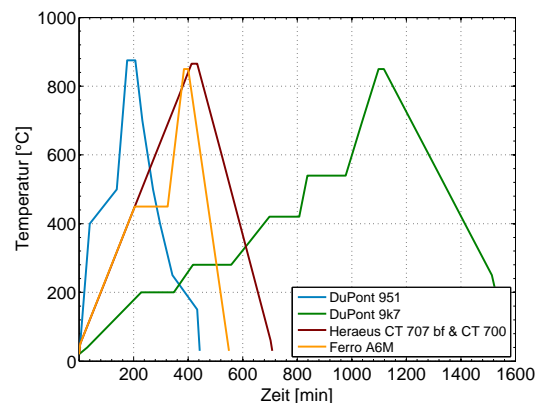


Abbildung 2.13: Herstellerspezifische Sinterprofile für verschiedene LTCC-Materialien [91, 92, 94, 95]

peratur beträgt für die meisten Materialsysteme 850 - 875 °C, bei ca. 20 Minuten Verweildauer. Im Vergleich zu den klassischen, meist zweistufigen Sinterprofilen, ist das vom Hersteller DuPont empfohlene 9K7-Sinterprofil durch verschiedene Temperaturhaltepunkte und dadurch eine sehr lange Sinterzeit gekennzeichnet. Diese Strategie ermöglicht ein gezielt kontrolliertes und differentielles Ausgasen verschiedener organischer Stoffe und führt zur Verbesserung der Oberflächentopographie [97].

2.3.2.2 Thermische Analysen

Zur Beurteilung der Kompatibilität des Ausbrandverhaltens der organischen Bestandteile von Resinatpasten und keramischen Grünfolien wurden Differenz-Thermo-Analysen (DTA) und thermogravimetrische Analysen (TGA) durchgeführt. Für die experimentellen Untersuchungen wurde das Gerät STA 409 der Firma NETZSCH [98] und Korundtiegel eingesetzt.

Die Differenz-Thermo-Analyse basiert auf einem Vergleich der Temperaturen zwischen einer Probe und einer Referenzprobe (Aluminiumoxid-Pulver) in einer symmetrischen Messkammer. Die Messkammer wird einem kontrollierten Temperaturprogramm bei vorgegebener Atmosphäre unterworfen und die Temperaturdifferenz zwischen Probe und Referenzprobe wird aufgezeichnet. Anhand der Temperaturdifferenz ist ablesbar, in welchem Temperaturbereich die Probe mit der Umgebung Wärme austauscht und wann Reaktionen und Phasenüber-

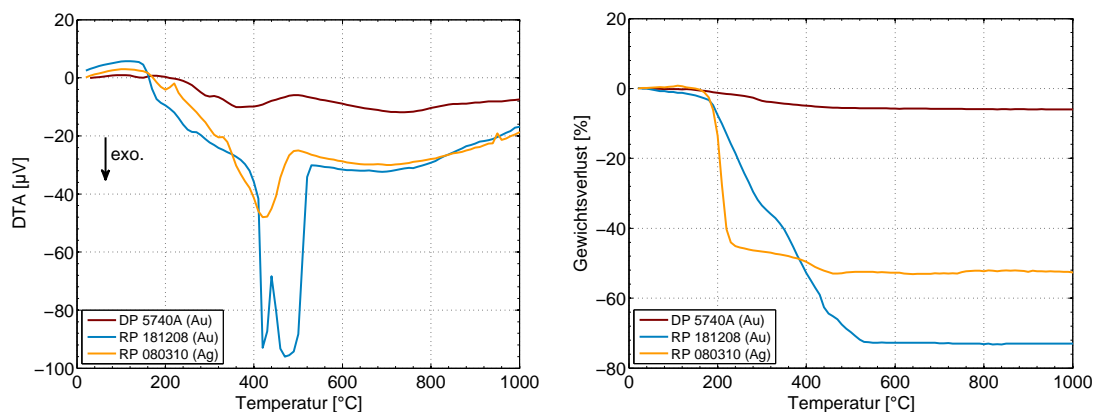


Abbildung 2.14: Vergleich der Differenz-Thermo- und thermogravimetrischen Analysen der Goldresinatpaste RP 181208 und der Silberresinatpaste RP 080310 mit der Gold-Dickschichtpaste DP 5740A

gänge stattfinden. Es können endotherme (Energieverbrauch) oder exotherme Effekte (Energiefreisetzung) auftreten. Während der meist gleichzeitig stattfindenden thermogravimetrischen Analyse wird parallel zur Temperaturmessung die Gewichtsänderung der Probe während des Aufheizvorgangs gemessen. In der weiterführenden Literatur [99, 100, 101] werden die Methoden der thermischen Analyse detailliert beschrieben. In Anlehnung an die herstellerspezifischen Sinterprofile (vgl. Abb. 2.13) und zur besseren Vergleichbarkeit der Messwerte wurden die getrockneten Proben mit einem Gewicht von jeweils 100 mg mit Aufheizraten von 5 K/min bis 1000 °C erhitzt.

Die Abbildung 2.14 zeigt im Vergleich das Ausbrandverhalten und den Gewichtsverlust der Gold-Dickschichtpaste DP 5740A der Firma DuPont [102] mit der Goldresinatpaste RP 181208 und der Silberresinatpaste RP 080310 (vgl. Tab. 2.1). Die Goldresinatpaste zeigt ein mehrstufiges Ausbrandverhalten. Zwei sehr schwache Wärmefreisetzungen bei ca. 200 °C und ca. 280 °C sowie zwei sehr starke exotherme Reaktionen zwischen 400 - 430 °C und 440 - 500 °C konnten beobachtet werden. Der Ausbrand der Organik ist bei ca. 530 °C abgeschlossen. Für die Silberresinatpaste wurde ebenfalls ein mehrstufiges Ausbrandverhalten aufgezeichnet. Die Paste ist durch zwei sehr schwache exotherme Zersetzungsreaktionen bei 200 °C und 320 °C sowie eine stärkere Reaktion im Bereich zwischen 400 - 430 °C gekennzeichnet. Der Ausbrand der organischen Bestandteile ist bei ca. 450 °C abgeschlossen. Für die Dickschichtpaste konnten nach den schwachen

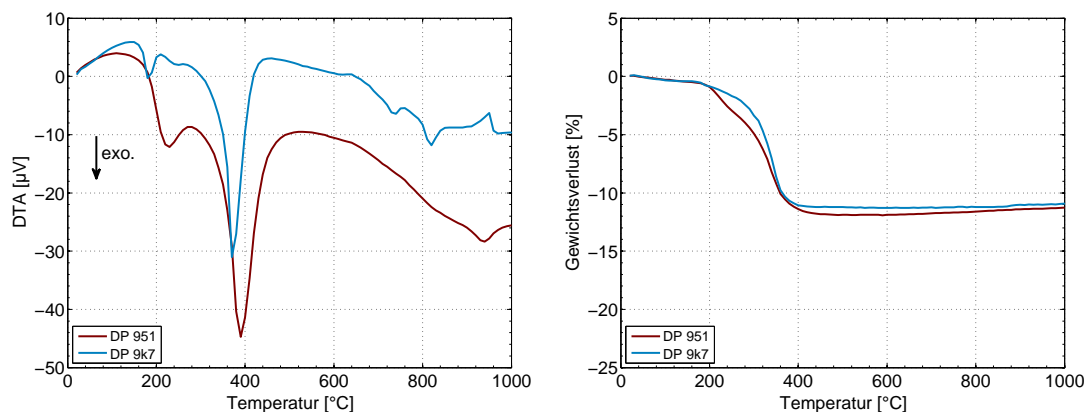


Abbildung 2.15: Differenz-Thermo- und thermogravimetrische Analyse von LTCC-Materialien mit einem PMMA-Bindersystem

Zersetzungsreaktionen der organischen Inhaltstoffe bei ca. 300°C keine weiteren markanten endo- oder exothermen Reaktionen verzeichnet werden. Der Unterschied zwischen klassischen Dickschichtpasten und Resinatpasten wird beim Gewichtsverlust besonders deutlich sichtbar. Der Gewichtsverlust der Goldresinatpaste beträgt ca. 73 %. Die Silberresinatpaste verliert 52% ihres Gewichtes. Der Verlust der Dickschichtpaste beträgt hingegen nur ca. 6 %.

Die Abbildungen 2.15 und 2.16 zeigen das Ausbrandverhalten der untersuchten LTCC-Materialien (vgl. Tab. 2.4). Die Materialsysteme DP 951 und DP 9K7 Firma DuPont werden durch schwache exotherme Reaktionen zwischen 180-

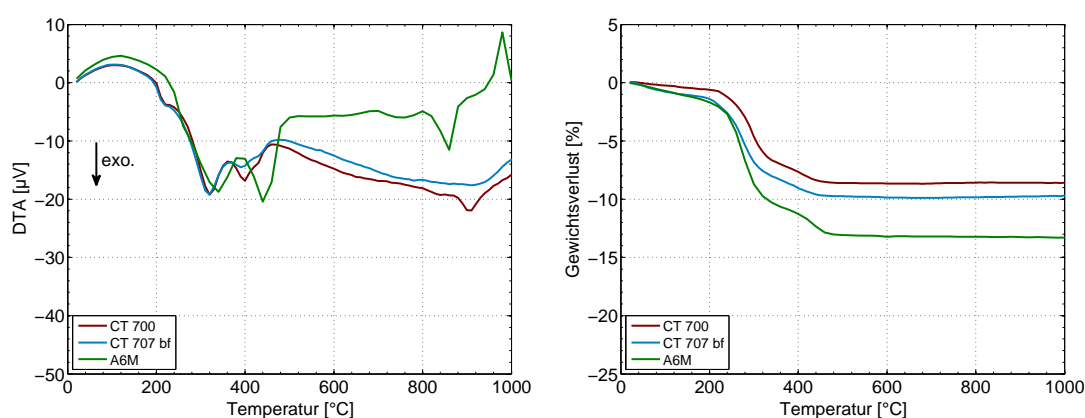


Abbildung 2.16: Differenz-Thermo- und thermogravimetrische Analyse von LTCC-Materialien mit einem PVB-Bindersystem

250 °C und starke exotherme Zersetzungsreaktionen zwischen 340 - 430 °C charakterisiert. Der Binderausbrand ist bei ca. 400 °C beendet (vgl. Abb. 2.15). Dieser zweistufige Ausbrand lässt auf die Verwendung eines PMMA-Bindersystems schließen.

Die untersuchten LTCC-Materialien CT 700 und CT 707 bleifrei der Firma Heraeus bzw. A6M der Firma Ferro zeigen ein dreistufiges Ausbrandverhalten. Die größten Zersetzungsraten liegen zwischen 220 - 230 °C, 300 - 340 °C und 390 - 450 °C. Der Binderausbrand ist bei ca. 430 °C bzw. ca. 460 °C beendet (vgl. Abb. 2.16). Für diese Materialien wird ein PVB-Bindersystem verwendet.

2.3.2.3 Sinterung von Resinatpasten auf keramischen Folien

Die vorgestellten LTCC-Cofire-Sinterprofile sind prinzipiell auch für die Goldresinatpaste RP 181208 und die Silberresinatpaste RP 080310 geeignet (vgl. Abb. 2.10).

Auf den untersuchten LTCC-Materialien, die auf einem PMMA-Bindersystem basieren (DP 951 und DP 9K7), konnte keine zuverlässige Metallisierung mit der Goldresinatpaste RP 181208 hergestellt werden. In der Entbinderungsphase der Grünfolien liegt die ebenfalls teilweise entbinderte Resinatpaste nur locker auf den kreideartigen LTCC-Materialien auf. Durch die raschen und energiereichen exothermen Zersetzungsreaktionen des Binders der LTCC im Temperaturbereich von 340 - 430 °C, in Verbindung mit starken exothermen Reaktionen der Goldresinatpaste, kann sich die dünne Goldschicht an den Rändern ablösen und abrollen (vgl. Abb. 2.17 (links)). Begleitende chemische Wechselwirkungen zwischen den Abprodukten der Entbinderung können nicht ausgeschlossen werden.

In den untersuchten LTCC-Materialien, die auf einem PVB-Bindersystem basieren (CT 700, CT 707 bleifrei und A6M), finden die exothermen Zersetzungsreaktionen des Binders über ein breiteres Temperaturspektrum statt. Die zusätzliche Verbrennungsenergie wird gleichmäßiger an die aufliegende Resinatpaste abgegeben. Es konnten keine Ablösungs- bzw. Abrolleffekte und keine chemischen Wechselwirkungen zwischen den Abprodukten der Entbinderung beobachtet werden (vgl. Abb. 2.17 (rechts)). Die Goldresinatpaste RP 181208 kann deshalb im Cofire- und Postfire-Verfahren auf diesen LTCC-Materialien verwendet werden.

Die Silberresinatpaste RP 080310 kann nach Auswertung der thermischen Analyse theoretisch auf allen untersuchten LTCC-Materialien eingesetzt werden,

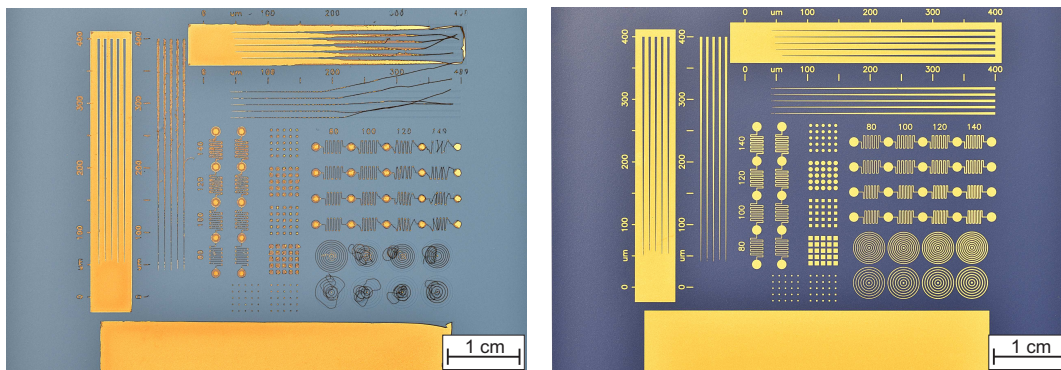


Abbildung 2.17: links) Partielle Abrollung der Resinatpaste RP181208 auf einem DP 951-Substrat während der Entbinderungsphase; rechts) Fehlerfreie Goldschicht der Resinatpaste RP 181208 auf einem CT 700-Substrat

weil in der Entbinderungsphase keine stärkeren exothermen Zersetzungsreaktionen beobachtet wurden, die eine Abrollung der Paste auslösen könnten (vgl. Abs. 2.3.2.2). Allerdings führt das Silber zu einem früheren Beginn der LTCC-Schrumpfung [103]. Insbesondere großflächig mit Silberpaste bedruckte Substrate neigen daher zur Verwölbung, weil die Oberfläche zuerst schrumpft. Die Silberpaste ist daher für eine zuverlässige Cofire-Verarbeitung ungeeignet und sollte nur im Postfire-Verfahren eingesetzt werden.

Die Abbildung 2.18 (links) zeigt im Vergleich die gemessenen Flächenwiderstände auf den untersuchten Materialsystemen in Abhängigkeit von der Cofire- bzw. Postfire-Prozessierung. Der Flächenwiderstand auf gesinterten Keramik-Substraten wird hauptsächlich durch die Oberflächenrauheit der Substratmaterialien bestimmt (vgl. Abs. 2.1.4). Der erhöhte Widerstand des DP 9K7-Substrates ist auf die Verglasung und die Versumpfung der Resinatmetallisierung zurückzuführen (vgl. Abb. 4.12). Durch die mehrstündigen LTCC-Sinterzeiten und die Schrumpfung des LTCC-Substrates wird die Agglomeration und das Kornwachstum der Goldpartikel gefördert (vgl. Abb. 2.18 (rechts)). Dies führt zur Verringerung der Schichtdicke und damit zur Erhöhung des Flächenwiderstandes der Goldschicht im Vergleich zur Postfire-Verarbeitung.

Haftungsprobleme zwischen Resinatmetallisierungen und den untersuchten LTCC-Substraten konnten durch einen Tape-Abzugstest [85] nicht festgestellt werden (vgl. Abs. 4.2).

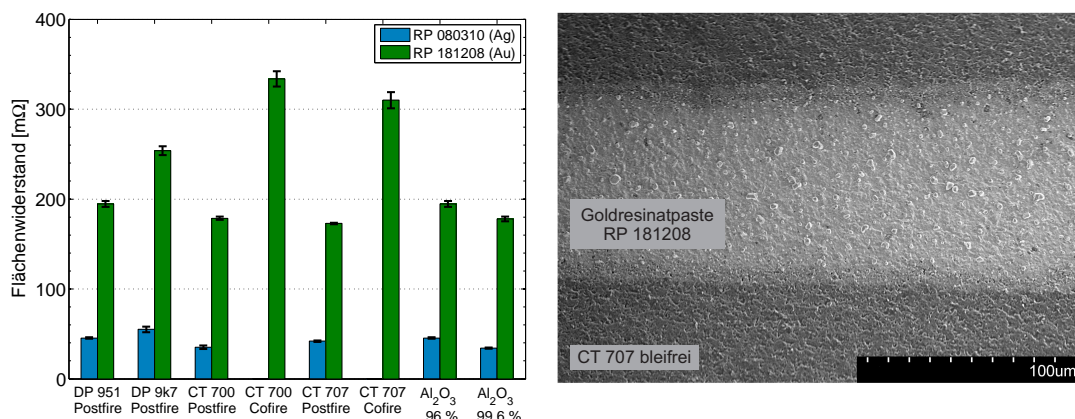


Abbildung 2.18: links) Flächenwiderstand in Abhängigkeit von der Cofire- bzw. Postfire-Prozessierung am Beispiel der Goldresinatpaste RP 181208 und der Silberresinatpaste RP 080310 (Sieb: VA 325/24); rechts) Agglomeration der Goldpartikel der Resinatmetallisierung (RP 181208) auf einem CT 707 bleifrei-Substrat

2.3.3 Siebdruck auf Grünfolien

Im Abschnitt 2.2.1 wurden die Siebdruckeigenschaften von Resinatpasten auf Aluminiumoxid-Keramiken ausführlich diskutiert. In diesem Abschnitt wird die vorgestellte Methodik zur Bestimmung der realisierbaren Strukturauflösung und Strukturgenauigkeit für den Siebdruck von Resinatpasten auf grüne LTCC-Materialien angewendet. Das zuverlässig erzielbare Auflösungsvermögen muss für jede verwendete Paste und jedes Substratmaterial empirisch ermittelt werden. Die vorgeschlagene Vorgehensweise wird in experimentellen Untersuchungen am Beispiel der Resinatpasten RP 181208 auf CT 700-Grünfolien demonstriert.

Für die Untersuchungen wurden die im Abschnitt 2.2.1.3 vorgestellten Spiralen mit einer Strukturauflösung von 50 - 150 µm verwendet. Zum Siebdruck der Resinatpaste RP 181208 wurde wiederum ein strukturiertes Sieb Typ 5 [79] mit 400 mesh Edelstahlgewebe (VA 400/18) der Firma KOENEN [73] und einer 15 µm Siebbeschichtungsdicke verwendet. Die Resinatpaste wurde auf jeweils drei CT 700-Grünfolien mit einem Absprung von 1,2 mm, einer Rakelgeschwindigkeit von 5 cm/s und einer Rakelkraft von 50 N gedruckt. Zur gleichmäßigen Füllung der Siebmaschen wurde ebenfalls ein Flutrakel eingesetzt. Die Abbildung 2.19 zeigt die erzielten Druckergebnisse im Überblick.

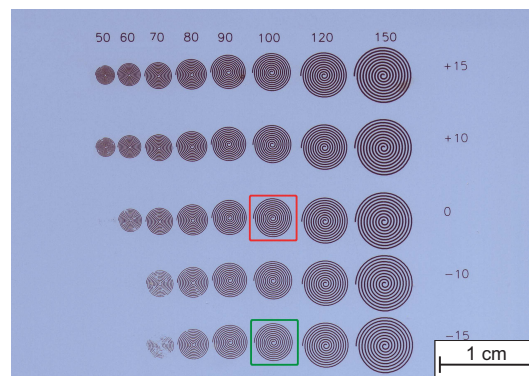


Abbildung 2.19: Siebgedruckte Spiralen (RP 181208) mit einer Strukturauflösung von 50 - 150 μm und zusätzlicher Anpassung der Leiterzugbreite um +15, +10, -10 und -15 μm auf einem CT 700-Substrat

Zur Bestimmung der Strukturauflösung und Strukturgenauigkeit wurde das Druckbild an sechs Punkten mit dem Messmikroskop VMS ergo der Firma Walter Uhl [81] mit fünffacher Vergrößerung vermessen. Wie bereits vorgestellt, verfließen die siebgedruckten Strukturen der untersuchten Resinatpaste RP 181208 auf Aluminiumoxid-Keramiken um ca. 30 bis 40 μm (vgl. Abb. 2.8). Dieses schlechte Standverhalten der Pasten nach dem Siebdruck ist auf die niedrige Viskosität und den hohen Lösungsmittelanteil zurückzuführen. Auf grünen LTCC-Folien konnte dieses Verhalten nicht beobachtet werden, weil die saugfähigen Grünfolien die Lösungsmittel aufnehmen und dadurch das Verfließen der Resinatpaste weitestgehend verhindern (vgl. Abb. 2.20).

Die siebgedruckten Resinatleiterzüge werden während des nachfolgenden uniaxialen Laminationsprozesses von ca. 8 μm auf ca. 1,5 μm zusammen und um ca. 20 - 30 μm breiter gedrückt (vgl. Abb. 2.20). Die uniaxiale Lamination wurde entsprechend dem LTCC-Standardprozess mit der hydraulischen Laborpresse P200 der Firma Vogt [104] mit 20 kN für eine Minute bei 70 °C durchgeführt. Nach der isostatischen Lamination konnte keine signifikante Änderung der Strukturen beobachtet werden (vgl. Abb. 2.20). Der zweite Laminationsschritt wurde mit der isostatischen Heißpresse IL-4008PC der Firma PTC [105] bei 210 bar für zehn Minuten bei 70 °C durchgeführt.

Während der Sinterung schrumpfte das CT 700-Substrat um ca. 15 %. Ohne zusätzliche Layoutanpassungen betrug die durchschnittliche Leitbahnbreite nach der Sinterung 104 μm und der Abstand zwischen den Leiterzügen 68 μm (vgl.

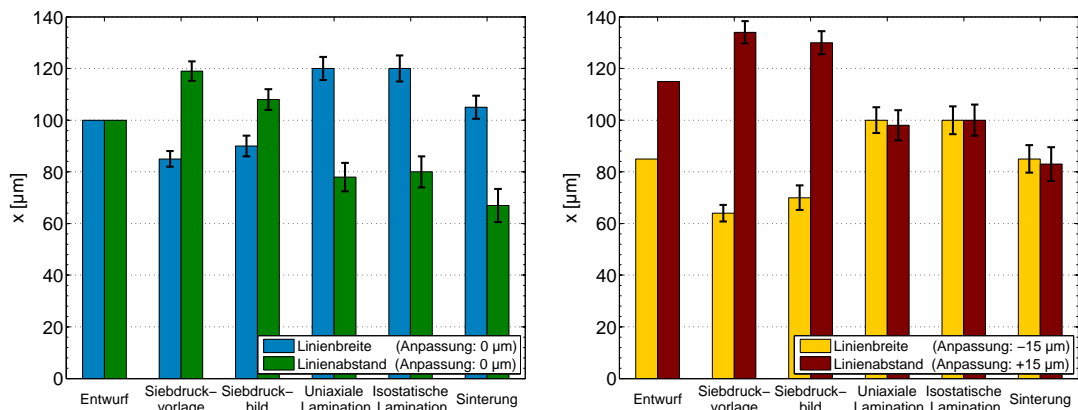


Abbildung 2.20: Auswertung der Dimensionsabweichungen der einzelnen Fertigungsprozessschritte und Auswirkung zusätzlicher Anpassungsfaktoren auf die Maßhaltigkeit am Beispiel einer Spirale mit einer Strukturauflösung von 100 µm für die Resinatpaste RP 181208 auf einem CT 700-Substrat: links) ohne zusätzliche Anpassung der Leitbahnbreite; rechts) Verringerung der Leitbahnbreite um 15 µm bzw. Vergrößerung des Leitbahnabstandes um 15 µm im Entwurf

Abb. 2.20 (links) und Abb. 2.19, rot eingerahmte Spirale)). Unter Einbeziehung der bekannten Toleranzen und Abweichungen der Siebherstellung muss zur Realisierung exakter Strukturgeometrien im Entwurfsprozess eine entsprechende Anpassung vorgenommen werden. Für die untersuchte Resinatpaste RP 181208 auf dem LTCC-Materialsystem CT 700 müssen hierfür die Leiterzugbreiten um 15-

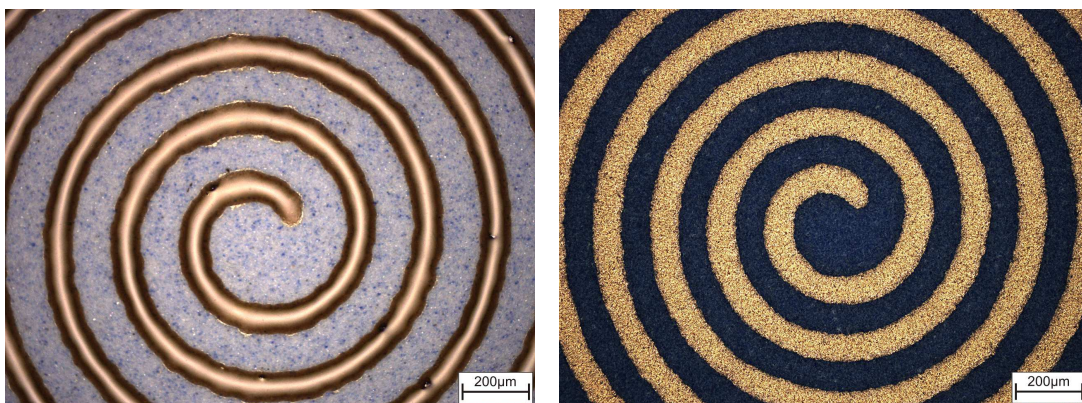


Abbildung 2.21: Zuverlässig siebdruckbare Spiralen (RP 181208) mit einer Strukturauflösung von 100 µm auf einem CT 700-Substrat: links) nach dem Siebdruck; rechts) nach der Sinterung

20 μm verringert und demzufolge die Leiterzugabstände um 15 - 20 μm vergrößert werden (vgl. Abb. 2.20 (rechts) und Abb. 2.19, grün eingerahmte Spirale). Die Abbildung 2.21 zeigt die Vergrößerung dieser siebgedruckten Spirale mit einer entworfenen Strukturauflösung von 85 μm nach dem Siebdruck (links) und nach der Sinterung (rechts). Durch die Verbreiterung der siebgedruckten Resinatstrukturen während des Laminationsprozesses um ca. 20 bis 30 μm und die deshalb notwendige Anpassung des Layoutes, wird die zuverlässig realisierbare Strukturauflösung für die Resinatpaste RP 181208 auf CT 700-Substraten auf ca. 80 μm limitiert.

2.3.4 Übergänge zu LTCC-Metallisierungssystemen

Als Metallisierung für LTCC-Schaltungsträger kommen vorwiegend Leitpasten aus Gold oder Silber sowie Legierungen aus Gold oder Silber mit Palladium oder Platin zu Anwendung [102, 106]. Silberpasten werden hauptsächlich auf versiegelten Innenlagen verwendet. Auf Außenlagen neigt Silber unter Feuchtigkeitseinfluss zur Korrosion und Migration, deshalb verbietet sich der Einsatz unabgedeckter reiner Silber-Metallisierungen. Insbesondere für Drahtbond- und Lötverbindungen werden auf Außenlagen Pasten aus Silber-Palladium (AgPd) oder Silber-Platin (AgPt) eingesetzt.

Goldpasten haben im Vergleich zu Silberpasten stabilere elektrische Eigenschaften. Sie neigen nicht zur Korrosion und Migration und können daher auch unter extremen Umweltbedingungen ohne Schutzabdeckung verwendet werden. Sie eignen sich sehr gut für die Feinleitertechnik und werden bevorzugt in Multilayerschaltungen eingesetzt. Als Kontaktierungstechnik empfiehlt sich das Bonden. Das Löten auf reinen Gold-Metallisierungen ist nur mit Spezialloten, die beispielsweise Indium enthalten, möglich. Daher werden für Standardlote Gold-Palladium (AuPd), Gold-Platin (AuPt) oder Gold-Platin-Palladium (AuPtPd) als lötbare Metallisierungen eingesetzt. Allerdings liegt der Preis für Goldpasten um den Faktor 10 über dem vergleichbarer Silberpasten.

Um die Kostenvorteile und die Materialeigenschaften miteinander zu kombinieren, wird beim Mixed-Metal-System Silber für die Innenmetallisierung, AgPd und AgPt als lötbare sowie Gold als dünn Drahtbondbare Metallisierung für die Außenlagen verwendet. Gold und Silber dürfen aufgrund des größeren Diffu-

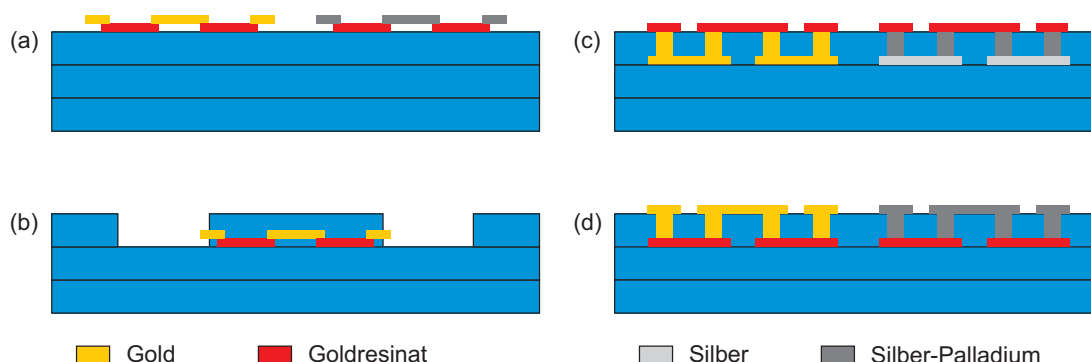


Abbildung 2.22: Innen- und außenliegende Übergänge zwischen Goldresinat- und Dickschichtmetallisierungen: a - b) Leitbahnübergänge; c - d) Durchkontaktierungsübergänge

sionskoeffizienten vom Silber im Vergleich zum Gold nicht direkt miteinander in Berührung kommen. Die Folge wäre ein überproportionales Diffundieren des Silbers in die Goldschicht [107]. Diese Materialabwanderung führt zum Aufblühen der Goldschicht, zur Verarmung der Silberschicht und zur Entstehung von Hohlräumen, den sogenannten Kirkendall-Fehlstellen [108]. Durch zusätzliche Postfire-Schritte wird dieser Diffusionsprozess beschleunigt [109]. An der Übergangsstelle zwischen den Materialsystemen werden hauptsächlich palladiumdotierte Silberpasten eingesetzt. Der Übergang zwischen dem Silber- und Gold-System kann über eine Durchkontaktierung oder die Überlappung der Leitbahnen erfolgen.

Um Resinatpasten ein breites Einsatzspektrum zu erschließen, wurden die Übergangsmöglichkeiten am Beispiel der Goldresinatpaste RP 181208 zu Gold- und Mixed-Metal-Dickschichtpasten für die Cofire- und Postfire-Anwendungen systematisch charakterisiert. In der Tabelle 2.5 werden die untersuchten Materialkombinationen und die möglichen Übergangskonfigurationen für die Cofire-Verarbeitung in einer Versuchsmatrix zusammengefasst. Zur experimentellen Erprobung wurden für jede Übergangskonfiguration jeweils neun Daisy-Chain-Strukturen mit 100 Durchkontaktierungs- oder Leitbahnübergängen hergestellt und anschließend charakterisiert.

Tabelle 2.5: Versuchsmatrix zur Erprobung der Leitbahn- und Durchkontaktierungsübergänge zwischen Resinat-Dickschichtmetallisierungen im Cofire-Verfahren

Probe Nr.	Übergangstyp	Substrat	Dickschichtpaste	Legierung	Leitbahn/Via
1	Abb. 2.22 a	CT 700	TC 7102	Au	Leitbahn
2	Abb. 2.22 a	CT 700	TC 7402	AgPd	Leitbahn
3	Abb. 2.22 b	DP 951	DP 5740A	Au	Leitbahn
4	Abb. 2.22 b	CT 700	TC 7102	Au	Leitbahn
5	Abb. 2.22 c	CT 700	TC 7101	Au	Via
6	Abb. 2.22 c	CT 700	TC 7406	AgPd	Via
7	Abb. 2.22 d	DP 951	DP 5738	Au	Via
8	Abb. 2.22 d	DP 951	DP 6138	AgPd	Via
9	Abb. 2.22 d	CT 700	TC 7101	Au	Via
10	Abb. 2.22 d	CT 700	TC 7406	AgPd	Via

Die Abbildung 2.23 (links) zeigt eine Daisy-Chain-Versuchsstruktur mit Überlappungsübergängen zwischen der Resinatpaste RP 181208 und der Dickschichtpaste

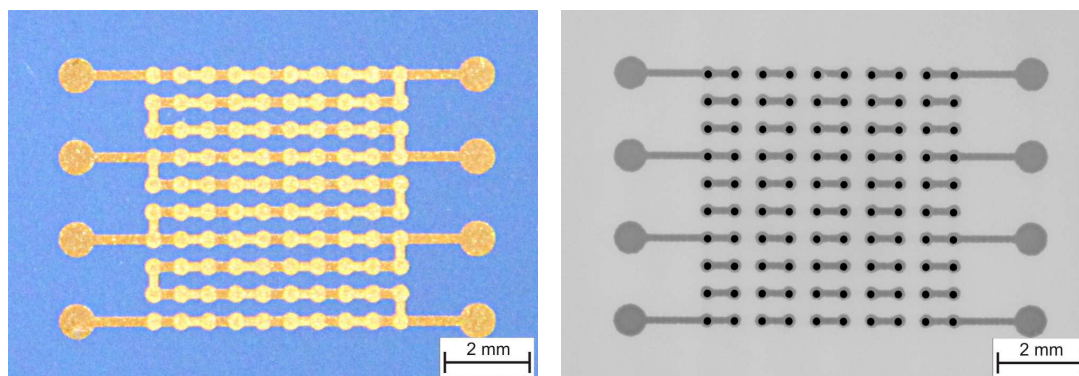


Abbildung 2.23: Daisy-Chain-Struktur zur Charakterisierung der Übergänge zwischen Resinat- und Dickschichtmetallisierungen: links) Mikroskopaufnahme von Leitbahnübergängen (Übergangstyp: Abb. 2.22 (a)); rechts) Röntgenaufnahme von Durchkontaktierungsübergängen mit vergrabener Resinatmetallisierung (Übergangstyp: Abb. 2.22 (d))

TC 7102 der Firma Heraeus auf dem LTCC-Material CT 700 (vgl. Abb. 2.22 (a)). Die Pasten überlappen sich in einem $300\text{ }\mu\text{m}$ breiten Überlappungsbereich. Die Leitungsbreite beträgt $250\text{ }\mu\text{m}$. Insgesamt beträgt die gesamte Leitungslänge der Daisy-Chain-Struktur 60 mm. Die Röntgenaufnahme in Abbildung 2.23 (rechts) zeigt eine Daisy-Chain-Versuchsstruktur zur Charakterisierung vergrabener Durchkontaktierungsübergänge zwischen der Resinatpaste RP 181208 und der Via-Füllpaste TC 7101 der Firma Heraeus, ebenfalls auf dem LTCC-Material CT 700. Aufgrund der geringen Schichtdicke sind vergrabene Resinatmetallisierungen auf Röntgenbildern nicht bzw. nur sehr schwer zu erkennen (vgl. Abb. 2.27). Im Rahmen der Untersuchungen wurden Durchkontaktierungen mit einem Durchmesser von $150\text{ }\mu\text{m}$ in einem Abstand von $700\text{ }\mu\text{m}$ verwendet.

2.3.4.1 Cofire-Leitbahnübergänge

Die untersuchte Goldresinatpaste RP 181208 kann sehr gut im Cofire-Verfahren mit Gold-Dickschichtpasten kombiniert werden. Allerdings muss bei der Überlappung der Pasten die Druckreihenfolge unbedingt beachtet werden. Als erstes muss die Resinat- und anschließend die Dickschichtpaste gedruckt werden. Andernfalls führt die aufliegende Goldresinatschicht zum Abrollen und Ablösen der Metallisierung. Die Abbildung 2.24 zeigt die Auswirkungen der Druckreihenfolge auf die Überlappungszonen zwischen der Goldresinatpaste

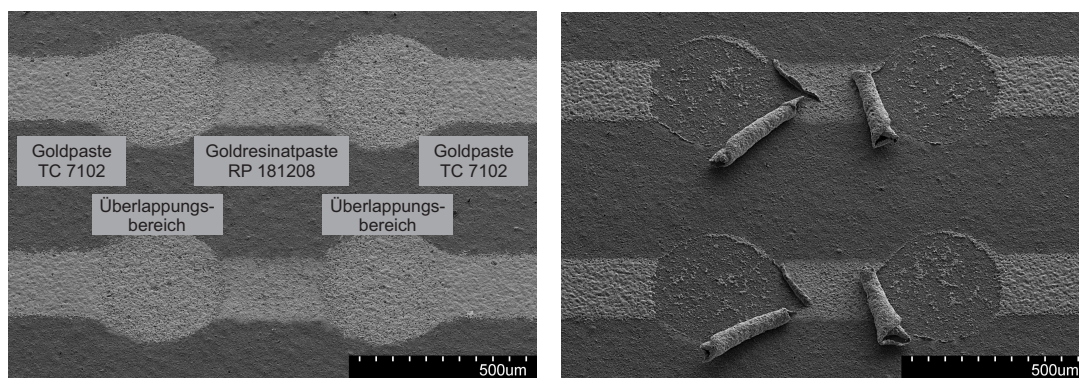


Abbildung 2.24: Leitbahnübergang zwischen der Goldresinatpaste RP 181208 und der Gold-Dickschichtpaste TC 7102 mit unterschiedlicher Druckreihenfolge auf einem CT 700-Substrat: links) Goldresinat- und anschließend Dickschichtpaste; rechts) Dickschicht- und anschließend Goldresinatpaste

RP 181208 und der Goldpaste TC 7102 auf dem LTCC-Materialsystem CT 700. In der Abbildung 2.25 werden die gemessenen Widerstandswerte des Daisy-Chain-Versuchslayouts nach der Sinterung und drei weiteren Postfire-Zyklen dargestellt. Der außenliegende Überlappungsdruck von Goldresinat- mit Gold-Dickschichtpasten ist für das untersuchte LTCC-Materialsystem CT 700 sehr gut realisierbar (vgl. Abb. 2.22 (a)). Auch nach weiteren Postfire-Schritten verhalten sich diese Übergänge sehr zuverlässig und stabil. Der Überlappungsdruck der Goldresinatpaste mit der Silber-Palladium-Dickschichtpaste TC 7402 ist hingegen nicht zuverlässig realisierbar. Die Silbermigration führt bereits nach einem weiteren Postfire-Schritt zur Unterbrechung der Übergänge. Die Abbildung 2.26 (links) zeigt mit 200-facher Vergrößerung den Übergangsbereich zwischen der Resinatpaste und der Silber-Palladium-Dickschichtpaste nach drei weiteren Postfire-Zyklen. In der 1.000-fachen Vergrößerung ist die Unterbrechung und Zerstörung der dünnen Goldschicht deutlich zu erkennen (vgl. Abb. 2.26 (rechts)).

Für das DP 951-Materialsystem konnten ausschließlich vergrabene Übergänge zwischen Goldresinat- und Gold-Dickschichtpasten erfolgreich getestet werden (vgl. Abb. 2.22 (b)). Die im Abschnitt 2.3.2.2 vorgestellte Abrollung der dünnen Metallschicht während der Entbinderungsphase wird durch die Einlaminierung der Resinatmetallisierung verhindert (vgl. Abb. 2.17).

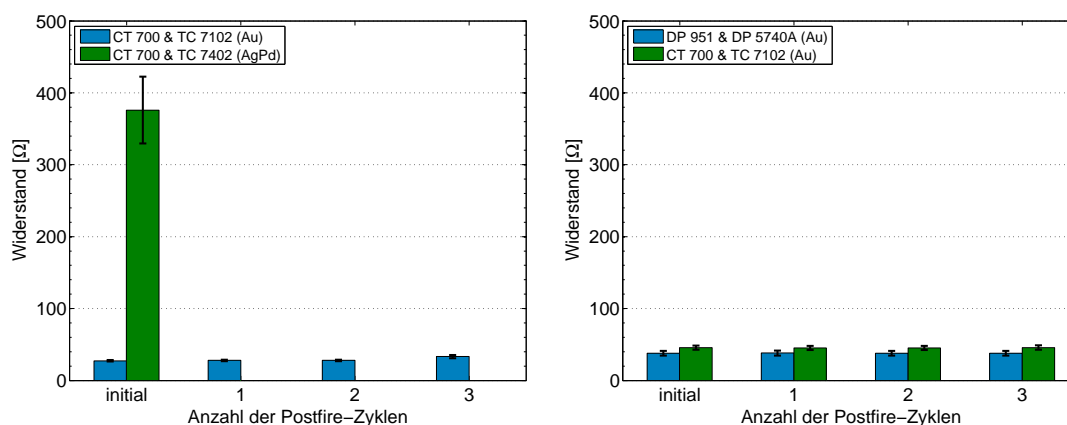


Abbildung 2.25: Initialwiderstand des Daisy-Chain-Versuchslayouts nach der Sinterung und weiteren Postfire-Prozessen: links) außenliegende Metallisierung (Übergangstyp: Abb. 2.22 (a)); rechts) vergrabene Metallisierung (Übergangstyp: Abb. 2.22 (b))

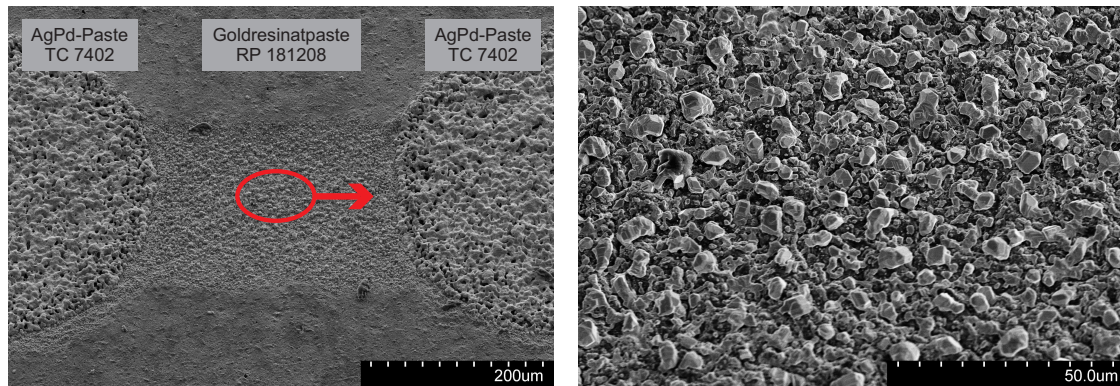


Abbildung 2.26: Leitbahnübergang zwischen der Goldresinatpaste RP 181208 und der Silber-Palladium-Dickschichtpaste TC 7402 auf einem CT 700-Substrat: links) Übersichtsaufnahme mit 200-facher Vergrößerung; rechts) Detailaufnahme der Resinatmetallisierung mit 1.000-facher Vergrößerung

2.3.4.2 Cofire-Durchkontaktierungsübergänge

Außenliegende direkte Anbindungen von Resinatpaste und Durchkontaktierungen konnten im Cofire-Verfahren auch für das Materialsystem CT 700 nicht realisiert werden (vgl. Abb. 2.22 (c)). Durch das geringfügig unterschiedliche Schrumpfungsverhalten der Füllpaste und der LTCC-Folien [110] reißt die sehr dünne Resinatmetallisierung am Übergang zwischen Via-Füllpaste und LTCC immer ab (vgl. Abb. 2.27 (links)). Direkte Übergänge von Resinatpasten zu Durchkontak-

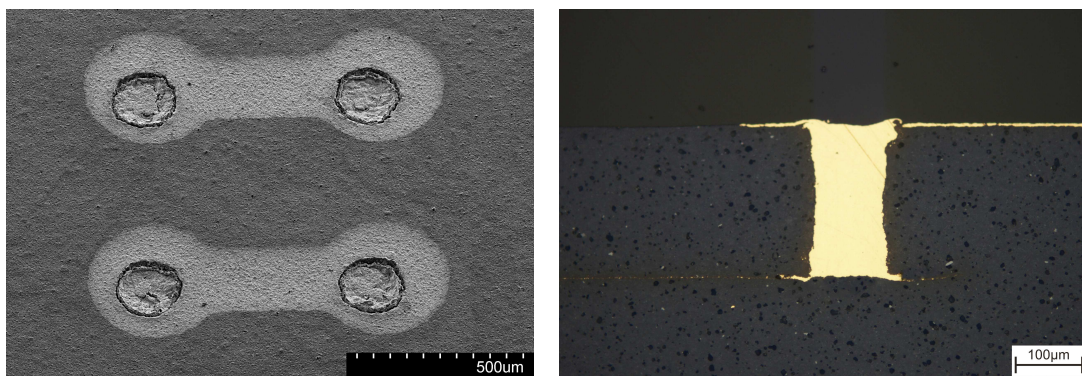


Abbildung 2.27: Übergänge zwischen der Goldresinatpaste RP 181208 und der Via-Füllpaste TC 7101 in CT 700: links) außenliegende Resinat- (Übergangstyp: Abb. 2.22 (c)); rechts) vergrabene Resinatmetallisierung im Querschnitt (Übergangstyp: Abb. 2.22 (d))

tierungen konnten nur mit vergrabenem Resinatpastendruck für DuPont- und Heraeus-LTCC-Materialien realisiert werden (vgl. Abb. 2.22 (d)). Die zusätzliche Fixierung der Resinat- und Via-Füllpaste durch die Einlaminierung ermöglicht die Realisierung dieser Übergänge (vgl. Abb. 2.27 (rechts)). Die Abbildung 2.28 zeigt die gemessenen Widerstandswerte des Daisy-Chain-Versuchslayouts. Übergänge von Goldresinat- zu Golddurchkontaktierungsfüllpasten konnten stabil realisiert werden. Auch nach weiterer Postfire-Prozessierung zeigen diese Übergänge ein sehr stabiles Verhalten. Übergänge zu Silber-Palladium-Füllpasten sind wegen der verstärkten Silbermigration nicht stabil. Bereits wenige Postfire-Schritte führen zur Zerstörung und Unterbrechung der Übergänge.

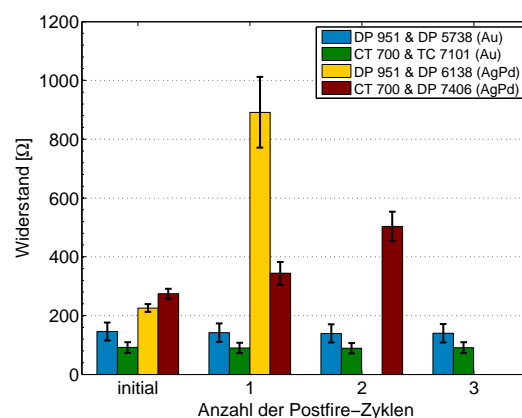


Abbildung 2.28: Initialwiderstand des Daisy-Chain-Versuchslayouts nach der Sinterung und weiteren Postfire-Prozessen mit vergrabener Resinatmetallisierung (Übergangstyp: Abb. 2.22 (d))

2.3.4.3 Postfire-Leitbahn- und Durchkontaktierungsübergänge

Parallel zur Charakterisierung der Cofire-Übergänge wurden wiederum am Beispiel der Goldresinatpaste RP 181208 die möglichen Leitbahn- und Durchkontaktierungsübergänge zu Gold- und Mixed-Metal-Dickschichtpasten für Postfire-Anwendungen untersucht (vgl. Abb. 2.22 (a) und (c)). Die Tabelle 2.6 gibt einen Überblick über die untersuchten Materialkombinationen. Die überlappenden Leitbahnübergänge wurden in zwei separaten Postfire-Schritten hergestellt (vgl. Abb. 2.22 (a)). Die Abbildung 2.29 (links) zeigt die gemessenen Widerstandswerte des Daisy-Chain-Versuchslayouts.

Tabelle 2.6: Versuchsmatrix zur Erprobung der Leitbahn- und Durchkontaktierungsübergänge zwischen Resinat-Dickschichtmetallisierungen im Postfire-Verfahren

Probe Nr.	Übergangstyp	Substrat	Dickschichtpaste	Legierung	Leitbahn/Via
1	Abb. 2.22 a	DP 951	DP 5740A	Au	Leitbahn
2	Abb. 2.22 a	DP 951	DP 4597	AgPdPt	Leitbahn
3	Abb. 2.22 a	DP 951	DP 6146	AgPd	Leitbahn
4	Abb. 2.22 c	CT 951	DP 5738	Au	Via
5	Abb. 2.22 c	CT 700	TC 7101	Au	Via
6	Abb. 2.22 c	DP 951	TC 701	AuAg	Via
7	Abb. 2.22 c	CT 951	DP 6138	AgPd	Via
8	Abb. 2.22 c	CT 700	TC 7406	AgPd	Via

Direkte Übergänge zu Goldpasten konnten erwartungsgemäß erfolgreich getestet werden. Der untersuchte Übergang zur Silber-Palladium-Leitpaste ist auch im Postfire-Verfahren nicht zuverlässig realisierbar. Bereits zwei weitere Postfire-Zyklen führten zum Ausfall der Daisy-Chain-Struktur. Ein direkter Übergang zu einer lötbaren Metallisierung konnte durch einen Überlappungsdruck mit der Gold-Palladium-Platin-Paste DP 4597 erfolgreich realisiert werden.

Zur experimentellen Erprobung der Postfire-Durchkontaktierungsübergänge wurden im ersten Schritt die vergrabenen Daisy-Chain-Strukturen aufgebaut und in einem zweiten Postfire-Schritt die Resinatmetallisierungen hergestellt (vgl. Abb. 2.22 (c)). Die Abbildung 2.29 (rechts) zeigt die gemessenen Widerstandswerte des Daisy-Chain-Versuchslayouts. Neben den Gold-Via-Füllpasten konnte auch die Gold-Silber-Via-Füllpaste TC 701 des Mixed-Metal-Systems erfolgreich erprobt werden. Direkte Übergänge von Goldresinatpasten zu Silber-Palladium-Füllpasten sind auch im Postfire-Verfahren nicht zuverlässig herstellbar.

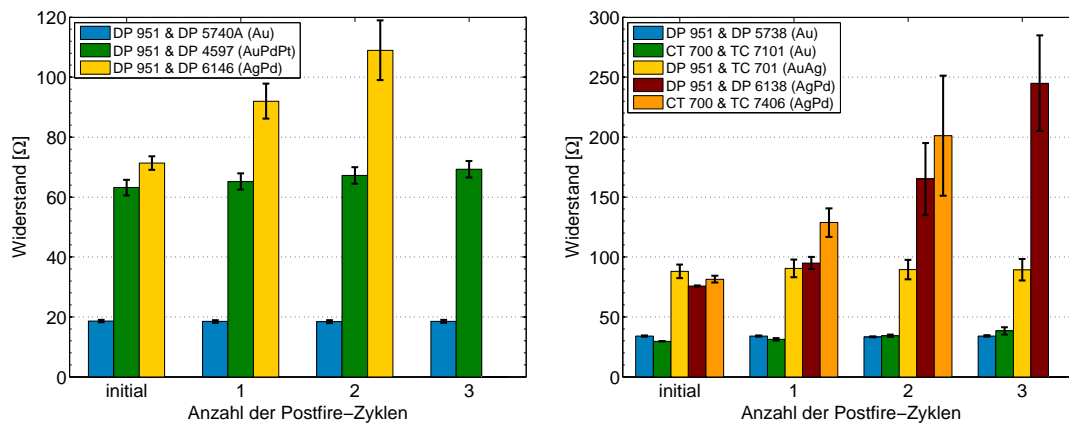


Abbildung 2.29: Initialwiderstand des Daisy-Chain-Versuchslayouts nach der Sinterung und weiteren Postfire-Prozessen: links) Übergänge zu Leitbahnen (Übergangstyp: Abb. 2.22 (a)); rechts) Übergänge zu Durchkontaktierungen (Übergangstyp: Abb. 2.22 (c))

3 Fotolithografische Strukturierungstechnologien

3.1 Oberflächenfeinstrukturierung

Im Kapitel 2 wurde gezeigt, dass die zuverlässige direkte Siebdruckstrukturierung für Resinatpasten auf festen Keramiken und grünen keramischen Folien durch die Eigenschaften der Paste auf ca. 100 μm begrenzt ist. Zur Realisierung höherer Strukturauflösungen werden in diesem Abschnitt die Möglichkeiten und Grenzen der Ätzstrukturierung von Resinatmetallisierungen untersucht und vorgestellt.

Auf Grundlage dieser Ergebnisse werden die Verwendungsmöglichkeiten einer dünnen Resinatmetallisierung als Startschicht für galvanische Schichtaufbauprozesse charakterisiert.

3.1.1 Subtraktivverfahren

Die Abbildung 3.1 zeigt im Überblick schematisch die notwendigen technologischen Prozessschritte zur subtraktiven Strukturierung. Im ersten Prozessschritt wird das Substrat in der Regel vollflächig mit Resinatpaste bedruckt und gesintert. Im nächsten Schritt wird ein Trockenfilmresist auf das Substrat laminiert oder ein flüssiger Fotolack, beispielsweise durch Rotations- (engl. *Spin Coating*), Tauch- oder Sprühbeschichtung, aufgebracht und fotolithografisch strukturiert. Im anschließenden nasschemischen Ätzprozess werden die freiliegenden Strukturen mit dem Lack als Maske geätzt. Der verwendete Fotolack muss während dieses Prozesses gegenüber der Ätzmedien resistent sein. Im letzten Schritt wird der Fotolack entfernt.

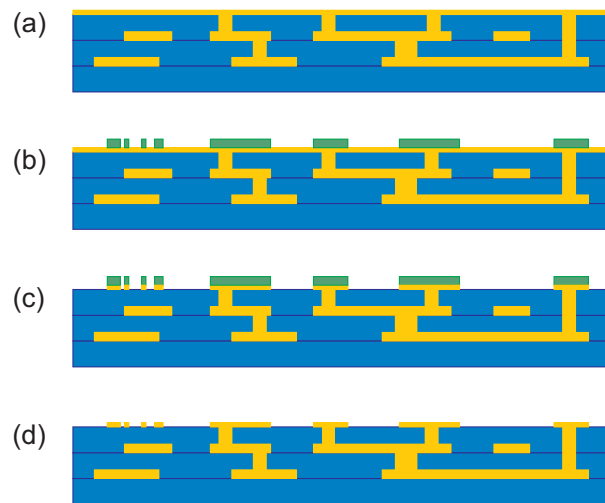


Abbildung 3.1: Technologischer Ablauf des subtraktiven Strukturierungsverfahrens: a) Resinatmetallisierung vollflächig aufbringen, b) Fotolack aufbringen und strukturieren, c) Metallisierung ätzen, d) Fotolack entfernen

3.1.1.1 Fotolithografie

Im Handel ist ein breites Produktportfolio von Trockenfilm- und flüssigen Fotoresisten für die Waferprozessierung in der Halbleiterindustrie verfügbar. Für die unterschiedlichen Verarbeitungsformen und Anwendungsbereiche sind angepasste Lacke erhältlich. Für nasschemische Ätzprozesse empfohlene Fotolacke sind in ihrer chemischen Zusammensetzung insbesondere auf die Haftung zum Substrat optimiert. Die Firma MicroChemicals bietet für diesen Anwendungsbereich optimierte Dünnlacke der AZ[®] 1500 Serie an [111]. Diese Positiv-Lacke werden aus der flüssigen Phase mittels Rotationsbeschichtung (engl. *Spin Coating*) auf das Substrat aufgebracht. Für unterschiedliche Lackschichtdicken im Bereich von 500 nm bis 3 μm stehen in dieser Lackfamilie Fotolacke mit unterschiedlichen Viskositäten zur Auswahl. Um die Rauheit der LTCC-Keramik auszugleichen und eine gleichmäßige Lackschicht zu garantieren, wurde für die experimentellen Untersuchungen der Fotolack AZ[®] 1518 [112] ausgewählt. Nach Herstellerangaben können durch die Variation der Schleuderdrehzahl von 2000 bis 6000 rpm auf Silizium-Wafern Lackschichtdicken im Bereich von 2,5 bis 1,5 μm erzielt werden [112].

Zur besseren Lackhaftung wurde entsprechend der Herstellerempfehlung ein sogenannter TI PRIME [113] im Spin Coating-Verfahren mit 4000 rpm in 60 Se-

kunden aufgeschleudert und anschließend bei 125 °C für zwei Minuten auf einer Heizplatte ausgeheizt. Der Fotolack AZ[®] 1518 [112] wurde ebenfalls mittels Spin Coating mit 4000 rpm in 60 Sekunden aufgeschleudert und anschließend eine Minute bei 115 °C ausgeheizt (engl. *Prebake* oder *Softbake*). Dieser Ausheizschritt treibt den Großteil des vorhandenen Wassers aus und verringert den Restlösemitelanteil, wodurch der Fotolack stabilisiert wird. Mit diesen Schleuderparametern konnte auch auf rechteckigen LTCC-Substraten eine gleichmäßige Lackdicke von ca. 2 µm erreicht werden.

Das belackte Substrat wurde mit dem Mask Aligner MA8 der Firma SÜSS MicroTec AG [114] im Hartkontakt-Verfahren mit einer Belichtungsdosis von 190 J/cm² (365 nm, i-Linie) belichtet. Während der Kontaktbelichtung wird die Fotomaske direkt auf die Lackschicht gepresst. Auflösungsbegrenzende Streu- bzw. Beugungseffekte des Lichts treten nur an den Strukturkanten auf (Proximity-Effekt). Der Auflösungsverlust wird bei diesem Verfahren auf ein durch die Lackdicke bedingtes Minimum reduziert. Durch den direkten Kontakt zwischen Maske und Substrat kann der Fotolack oder die Maske schnell verkratzt oder verschmutzt werden. Partikel, verwölbte Substrate oder Lackunebenheiten können den Abstand zwischen Maske und Substrat vergrößern und damit die Abbildungsqualität und Strukturgenauigkeit verschlechtern. Zur Untersuchung der erzielbaren Strukturauflösung wurde eine Chromfotomaske [115] mit Teststrukturen im Bereich von 3 bis 10 µm verwendet.

Ein weiterer zusätzlicher Temperaturprozess zwischen Belichtung und Entwicklung (engl. *Post Exposure Bake*, PEB) ist für den Fotolack AZ[®] 1518 nicht erforderlich.

Das belichtete Substrat wurde in der Entwicklerlösung im AZ[®] 726 [116] in 30 Sekunden entwickelt. Zur Erhöhung der thermischen und chemischen Stabilität der Lackstrukturen gegenüber nachfolgenden Prozessen (Galvanik, Ätzen) wurden die restlichen Lösungsmittel- und Wasseranteile im Fotolack durch einen abschließenden Temperaturprozess ausgetrieben (engl. *Postbake* oder *Hardbake*). Hierbei ist darauf zu achten, dass der Fotolack bei ca. 110 - 130 °C zu fließen und zu verrunden beginnt. Außerdem können unterschiedliche Wärmeausdehnungskoeffizienten zwischen Fotolack und Substrat vor allem bei dickeren Lackschichten zu Spannungsrissen führen. Der Hardbake wurde deshalb bei einer Temperatur von 105 °C für 30 Minuten durchgeführt.

Die Abbildung 3.2 (links) zeigt das belackte und entwickelte Substrat. Mit den vorgestellten Parametern konnten alle Teststrukturen mit einer Strukturauflösung von $3 \text{ bis } 10 \pm 1 \mu\text{m}$ auf freigesinterten und nicht polierten DP 951-Substraten zuverlässig fotolithografisch übertragen werden. Die hohe Oberflächenrauheit der LTCC-Keramik verhindert eine zuverlässige Herstellung höherer Strukturauflösungen. Zur Realisierung höherer Auflösungen müssen zuerst die Möglichkeiten der Oberflächenmodifikation wie Läppen und Polieren [117] oder Sol-Gel-Beschichtungen [118] der LTCC und die anschließende Eignung als Substrat für Resinatpasten weiterführend untersucht werden.

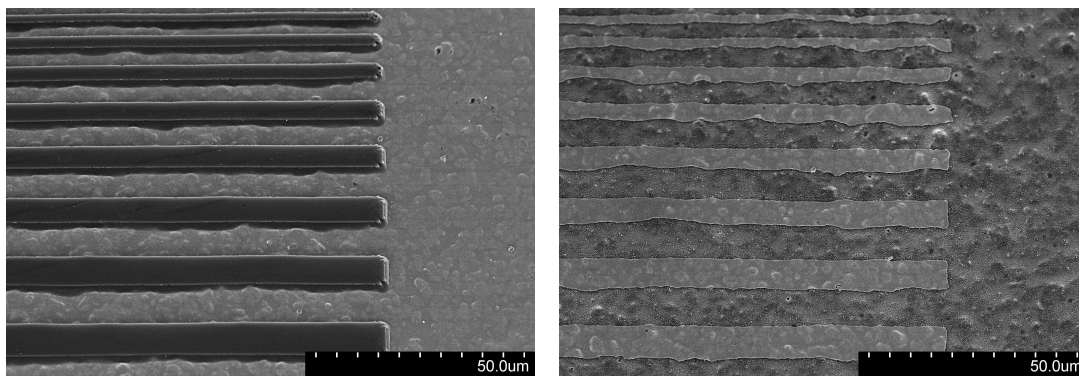


Abbildung 3.2: links) AZ[®] 1518-Fotolackstrukturen mit einer Dicke von $2 \mu\text{m}$ und einer Auflösung von $10 \text{ bis } 3 \mu\text{m}$ auf einem DP 951-Substrat; rechts) geätzte Strukturen mit einer Auflösung von $10 \text{ bis } 3 \mu\text{m}$ auf diesem DP 951-Substrat

3.1.1.2 Ätzen

Goldresinatpaste

Zur Auswahl eines geeigneten Mediums für die möglichst rückstandsfreie Ätzung von Goldresinatpasten muss die Zusammensetzung der Pasten, insbesondere die verwendeten Zuschlagstoffe, berücksichtigt werden (vgl. Abs. 2.1.3).

Zum nasschemischen Ätzen von Gold kann ein Gemisch aus konzentrierter Salzsäure und konzentrierter Salpetersäure (HCl/HNO_3), im Mischungsverhältnis $3:1$, auch Königswasser genannt, eingesetzt werden. Bei Raumtemperatur beträgt die Ätzrate ca. $10 \mu\text{m}/\text{min}$. Durch die Erwärmung des Gemisches wird die Ätzrate auf einige $10 \mu\text{m}/\text{min}$ erhöht [119]. Gold kann darüber hinaus in ei-

ner wässrigen Iod-Kaliumiodid-Lösung (KI/I_2) geätzt werden. Im Mischungsverhältnis $\text{KI}:\text{I}_2:\text{H}_2\text{O} = 40\text{ g}:1\text{ g}:40\text{ ml}$ beträgt die Ätzrate bei Raumtemperatur ca. $1\text{ }\mu\text{m/min}$ [119]. Außerdem sind wässrige Lösungen des sehr giftigen Natriumcyanid (NaCN) oder des ebenfalls sehr giftigen Kaliumcyanid (KCN) zum Ätzen des Edelmetalls geeignet. In der Zusammensetzung 60 g/l Kaliumcyanid, 10 g/l Natriumhydroxid und 5 g/l 3,4,5-Trinitrobenzolsulfonsäure können bei Raumtemperatur Ätzraten von ca. 100 nm/min erzielt werden [119, 120].

Der in Resinatpasten verwendete Haftvermittler Bismut (Bi) kann beispielsweise in oxidierenden Säuren wie Salpetersäure, oder in heißer konzentrierter Schwefelsäure oder in Citronensäure mit Peroxodisulfat als starkes Oxidationsmittel geätzt werden [120].

Die zur Verhinderung der Agglomeration eingesetzten Platinmetalle wie Rhodium (Rd) oder Iridium (Ir) können beispielsweise mit erhitztem oder kochendem Königswasser geätzt werden. Die sehr hohen Ätzraten dieses heißen oder kochenden Säuregemisches würden die Goldschicht in sehr kurzer Zeit ätzen und die Lackstrukturen schnell unterätzen. Außerdem schränkt die Aggressivität dieser Verbindung die Fotolackauswahl extrem ein. Zum Ätzen der Platinmetalle sind nach [120] ebenso wässrige Lösungen des sehr giftigen Kaliumcyanid geeignet.

Zum gleichzeitigen Ätzen des Goldes und der Platinmetalle wurde deshalb die vorgestellte Kaliumcyanid-Lösung ausgewählt. Durch das Erhitzen der Lösung auf $60\text{ }^\circ\text{C}$ konnte die Goldresinatpaste RP 181208 auf Aluminiumoxid-Keramiken und LTCC-Substraten in einer Minute mit einer Rate von ca. 150 nm/min geätzt werden. Die alkalische Lösung greift die Substratmaterialien und den Fotolack nicht an.

Die Abbildung 3.3 (rechts) zeigt die Ätzrückstände auf einer Aluminiumoxid-Keramik in Form von Partikeln mit einer maximalen Größe von 100 nm. Das EDX-Spektrum der Rückstände wird in der Abbildung 3.3 (links) dargestellt. Die EDX-Analysen wurden mittels Rasterelektronenmikroskopie XL 30 der Firma Philips [121] mit einer Beschleunigungsspannung von 10 kV durchgeführt. Wie im Abschnitt 2.1.3 dargestellt, wird der Elektronenstrahl in der Probe gestreut, so dass charakteristische Röntgenstrahlung in einer Anregungsbirne mit einem Durchmesser von $0,1\text{ - }2\text{ }\mu\text{m}$ emittiert wird. Durch die zusätzliche Überlagerung der elementspezifischen Peaks von Rhodium und Bismut im Bereich zwischen 2 und 3 keV ist die exakte Elementbestimmung und Quantisierung deshalb nicht

zuverlässig möglich. Es konnten ausschließlich Spuren ggf. beider Elemente und das Aluminium (Al) in der Aluminiumoxid-Keramik nachgewiesen werden. Weitere Ätzprosse mit oxidierenden Säuren führten zu keinem nachweisbaren Erfolg.

Die Abbildung 3.2 (rechts) zeigt, dass alle Teststrukturen mit einer Auflösung von 3 bis 10 μm auf einem freigesinterten und nicht polierten DP 951-Substrat mit der vorgestellten Kaliumcyanid-Lösung freigeätzt werden konnten. Aufgrund der geringen Schichtdicke ist die seitliche Unterätzung auf diesen rauhen Substraten sehr schwer abschätzbar. Sie liegt typischerweise in Bereichen kleiner 250 nm.

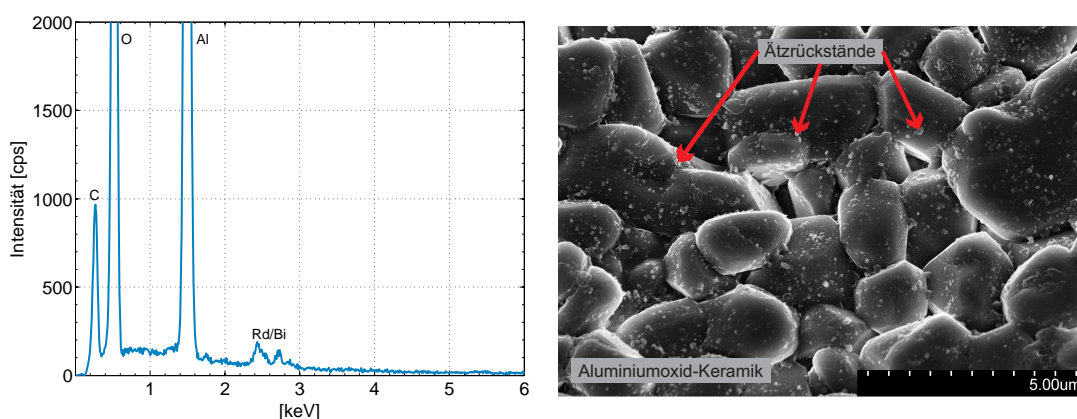


Abbildung 3.3: links) EDX-Spektrum der Ätzrückstände der Goldresinatpaste RP 181208 auf einer Aluminiumoxid-Keramik; rechts) REM-Aufnahme dieser Rückstände mit 10.000-facher Vergrößerung

Silberresinatpaste

Silber kann nasschemisch beispielsweise neben der vorgestellten Iod-Kaliumiodid-Lösung (KI/I_2) mit einer wässrigen Lösung aus konzentrierter Salzsäure (HCl) und konzentrierter Salpetersäure (HNO_3) im Mischungsverhältnis $\text{HNO}_3:\text{HCl}:\text{H}_2\text{O} = 1:1:1$ oder einer Lösung aus Ammoniumhydroxid (NH_4OH), Wasserstoffperoxid (H_2O_2) und Methanol (CH_3OH) im Verhältnis $\text{NH}_4\text{OH}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{CH}_3\text{OH} = 1:1:4$ geätzt werden [122, 123]. Außerdem sind wässrige Lösungen des sehr giftigen Natriumcyanid (NaCN) oder Kaliumcyanid (KCN) zum Ätzen des Edelmetalls geeignet [120].

Die Metallschichten der Silberresinatpaste RP 080310 konnten mit keinem Ätzmedium rückstandsfrei entfernt werden. Am geeignetsten erwies sich wieder-

rum die vorgestellte Kaliumcyanid-Lösung. Mit einer auf 60 °C erhitzten Lösung konnte die 1,5 µm dicke Silberschicht auf Aluminiumoxid-Keramiken und LTCC-Substraten in ca. 5 Minuten geätzt werden. Die Abbildung 3.4 (rechts) zeigt die Ätزرückstände auf einer Aluminiumoxid-Keramik. Das EDX-Spektrum der Rückstände wird in der Abbildung 3.4 (links) dargestellt. Die exakte Quantisierung der Rückstände ist wiederum aufgrund der geringen Partikelgröße (< 500 nm) und der ungleichmäßigen Verteilung nicht zuverlässig möglich. Neben den vermuteten Rhodium- und/oder Bismut-Spuren konnte außerdem Magnesium (Mg) und Silizium (Si) nachgewiesen werden (vgl. Abs.2.1.3). Die im Rahmen der Arbeit zur Verfügung stehende Silberresinatpaste RP 080310 (vgl. Tab. 2.1) ist angesichts der produktbedingten sehr schwierigen Ätzbarkeit für die zuverlässige subtraktive Ätzstrukturierung ungeeignet und wurde nicht weiterführend untersucht.

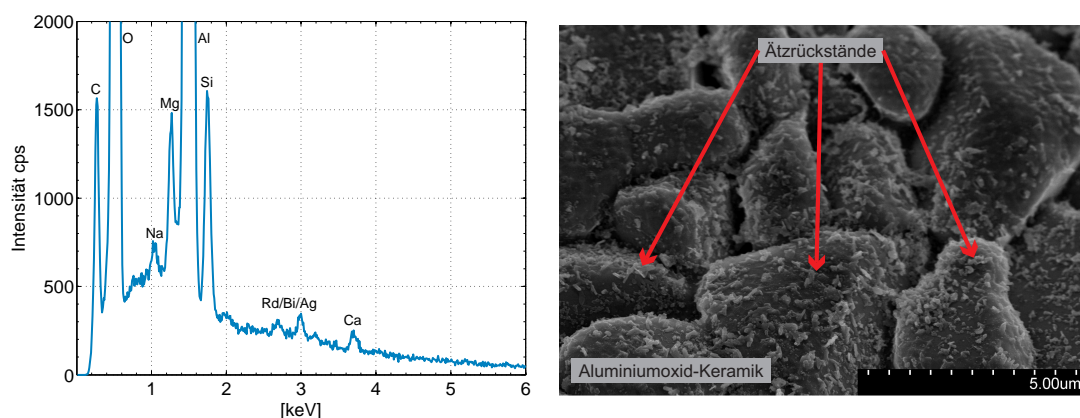


Abbildung 3.4: links) EDX-Spektrum der Ätzerückstände der Silber-Resinatpaste RP 080310 auf einer Aluminiumoxid-Keramik; rechts) REM-Aufnahme dieser Rückstände mit 10.000-facher Vergrößerung

3.1.2 Semiadditivverfahren

Die geringe Schichtdicke und die damit verbundene niedrige elektrische Leitfähigkeit öffnet neue Verwendungsmöglichkeiten für Heizer- und Sensorapplikationen [124, 125], schränkt aber gleichzeitig die Anwendungsfelder ein. Für die fokussierten Hochfrequenzanwendungen müssen deshalb, neben der hohen Feinstrukturierungsgenauigkeit, die Metallisierungsschichtdicke und damit die

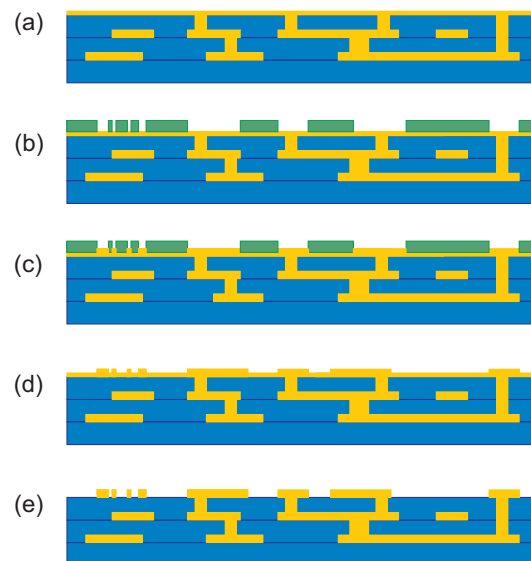


Abbildung 3.5: Technologischer Ablauf des semiadditiven Strukturierungsverfahrens: a) Resinatmetallisierung vollflächig aufbringen, b) Fotolack aufbringen und strukturieren, c) galvanische Goldabscheidung, d) Fotolack entfernen, e) Startmetallisierung ätzen

elektrische Leitfähigkeit erhöht werden. Besonders interessant ist daher die Verwendung einer gedruckten Resinatmetallisierung als Startschicht für eine semiadditive galvanische Schichtverstärkung. In der Abbildung 3.5 ist die technologische Prozessfolge zur semiadditiven Strukturierung schematisch skizziert.

Analog zum Subtraktivverfahren wird im ersten Schritt das Substrat mit der Goldresinatpaste RP 181208 vollflächig metallisiert. Diese Startschicht dient als Haft- und Leitschicht für die nachfolgenden galvanischen Abscheideprozesse. Im zweiten Schritt wird Fotolack aufgebracht und fotolithografisch strukturiert. Der Lack wird bei diesem Verfahren als Maske für die galvanische Goldabscheidung verwendet. Nach der Abscheidung der Funktionsschicht und der Entfernung des Lackes muss abschließend die dünne Startschicht entfernt werden.

3.1.2.1 Fotolithografie

Neben den vorgestellten Dünnlacken bietet die Firma MicroChemicals für galvanische Prozesse optimierte Dicklacke an. Diese Lacke sind durch die Quervernetzung und die sehr gute Lackhaftung für alle üblichen Galvanik-Anwendungen geeignet [111, 126]. Für Lackschichtdicken im Bereich von 5 bis 30 μm ist der

Negativlack AZ[®] 15nXT [127], und für Schichtdicken von 30 bis 500 μm der Negativlack AZ[®] 125nXT [128] erhältlich. Für die fokussierten Hochfrequenzanwendungen sind Leitbahnen mit einer hohen Strukturauflösung und -genauigkeit mit einer Schichtdicke bis ca. 10 μm von besonderem Interesse [129, 130, 131]. Zur Maskierung der Strukturen wurde der Fotolack AZ[®] 15nXT für die galvanische Metallabscheidung ausgewählt. Dieser Fotolack wird ebenfalls aus der flüssigen Phase mittels Spin Coating auf das Substrat aufgebracht.

Die erzielbaren Lackschichtdicken auf rechteckigen LTCC-Substraten wurden in einer Vorversuchsreihe durch die Variation der Schleuderdrehzahlen von 1000 bis 6000 rpm ermittelt. Es konnten Lackdicken von 13 bis 5 μm realisiert werden. Für die zuverlässige galvanische Metallabscheidung und zur Realisierung möglichst hoher Strukturauflösungen wurde für die weiteren Untersuchungen eine Schleuderdrehzahl von 2000 rpm verwendet. Mit der ausgewählten Drehzahl konnte eine gleichmäßige Lackdicke von ca. 8 μm erreicht werden.

Für edle Metalle wie Gold, Platin und Silber empfiehlt der Hersteller die Verwendung eines Haftvermittlers [126]. Im ersten Schritt wurde deshalb abermals der Haftvermittler TI PRIME [113] im Spin Coating-Verfahren mit 4000 rpm in 60 Sekunden aufgeschleudert und anschließend bei 125 °C für zwei Minuten auf einer Heizplatte ausgeheizt. Anschließend wurden 8 μm Fotolack AZ[®] 15nXT mittels Spin Coating mit 2000 rpm in 60 Sekunden aufgeschleudert und anschließend für drei Minuten bei 110 °C ausgeheizt.

Das belackte Substrat wurde mit dem Mask Aligner AL6-2 der Firma EVG [132] im Hartkontakt-Verfahren mit einer Belichtungsdosis von 550 J/cm² (Viellinienspektrum) belichtet. Die optimale Belichtungsdosis für die Lackschichtdicke von 8 μm auf LTCC-Substraten mit Goldresinatmetallisierung wurde mit Hilfe einer Belichtungsreihe ermittelt. Hierfür wurden auf Grundlage des Datenblattes Belichtungsdosen von 450, 500, 550 und 600 J/cm² getestet. Geringere Belichtungsdosen können zur unvollständigen Belichtung des Lackes führen. Durch höhere Belichtungsdosen werden die Beugungseffekte an den Strukturkanten (Proximity-Effekt) verstärkt und die Strukturauflösung verschlechtert.

Zwischen Belichtung und Entwicklung ist für den Fotolack AZ[®] 15nXT ein weiterer Temperaturprozess (PEB) notwendig. Während dieses Prozesses findet die durch die Belichtung initiierte Quervernetzung und Fotoreaktion statt. Entsprechend Datenblatt wurde der PEB bei einer Temperatur von 120 °C für eine Minute

durchgeführt. Das belichtete Substrat wurde abschließend in der Entwicklerlösung im AZ® 826 [116] in fünf Minuten entwickelt. Nach der Entwicklung kann ein weiterer Backschritt die Lackhaftung verbessern. Durch die Quervernetzung des Negativlackes besteht keine Gefahr der Verrundung der Lackstrukturen. Allerdings sinkt mit steigenden Temperaturen die spätere Entfernbarekeit der Lackmaske in nasschemischen Medien [126]. In den experimentellen Untersuchungen wurde auf einen zusätzlichen Backschritt verzichtet.

Zur Untersuchung der erzielbaren Strukturauflösung wurde ebenfalls eine Chromfotomaske [115] mit Teststrukturen im Bereich von 3 bis 10 μm verwendet. Mit den vorgestellten Prozessparametern konnten im Rahmen der Arbeiten eine fotolithografische Strukturauflösung von $6 \pm 1 \mu\text{m}$ auf einem freigesinternten DP 951-Substrat realisiert werden (vgl. Abb. 3.6 (links)). Durch die höhere Lackdicke von ca. 8 μm wirkt sich der Proximity-Effekt stärker auf die erzielbare Strukturauflösung aus, weil das Licht im Lack unter die Strukturen gebeugt wird (vgl. Abb. 3.2). Bei der Aufschleuderung höherviskoser Lacke können sich dickere Randwälle bilden, diese können den Abstand zwischen Substrat und Maske weiter vergrößern und die Auflösungsgrenze herabsetzen.

Für Strukturen mit geringeren Auflösungs- und Genauigkeitsanforderungen können neben den vorgestellten Chrommasken auf Glassubstraten auch Polymerfilme verwendet werden. Die Abbildung 3.7 zeigt im Vergleich die Fotolackstruk-

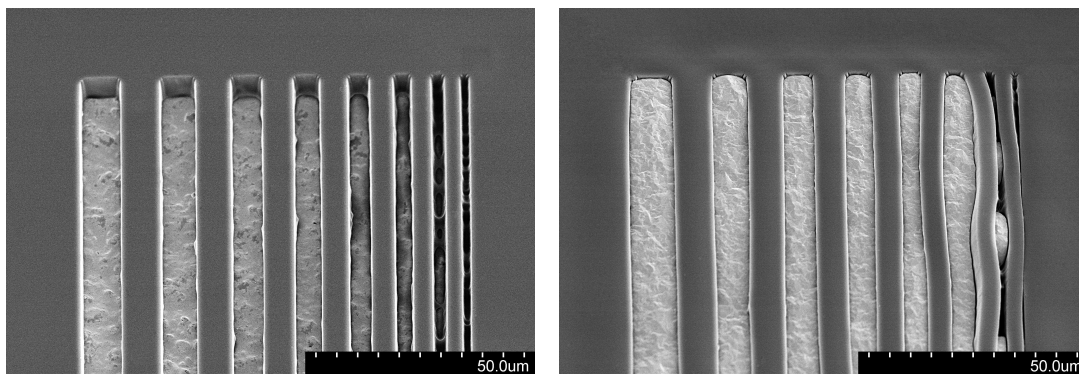


Abbildung 3.6: links) AZ® 15nXT-Fotolackstrukturen mit einer Dicke von 8 μm und einer Auflösung von 10 bis 3 μm auf einem DP 951-Substrat; rechts) AZ® 15nXT-Fotolackstrukturen nach der galvanischen Abscheidung von 6,5 μm Gold

turen einer Spirale mit einer Strukturauflösung von $20\text{ }\mu\text{m}$. Zur Belichtung wurde eine Chrommaske (links) und ein Polymerfilm (rechts) verwendet. Die Chrommaske wurde von der Firma Compugraphics mit einer Strukturauflösung von $5 \pm 0,5\text{ }\mu\text{m}$ mit einer Kantenrauigkeit $\leq 250\text{ nm}$ hergestellt [115]. Für die Erstellung des Polymerfilmes wurde der Rasterfotoplotter MIVATEC T3 der Firma MIVA Technologie [82] mit einer Auflösung von 16000 dpi, und ein Polymerfilm der Firma Agfa [83] verwendet. Strukturen dieser Größenordnung können mit dem vorgestellten Polymerfilm mit einer Toleranz von $\pm 2\text{ }\mu\text{m}$ realisiert werden. Die Kantengenauigkeit und -qualität verschlechtert sich in den Grenzbereichen des Auflösungsvermögens des Plotters deutlich (vgl. Abb. 3.7 (rechts)). Für feine Strukturen ($< 15\text{ }\mu\text{m}$) sind Fotoplotter mit einer höheren Auflösung oder Chromfotomasken zu empfehlen.

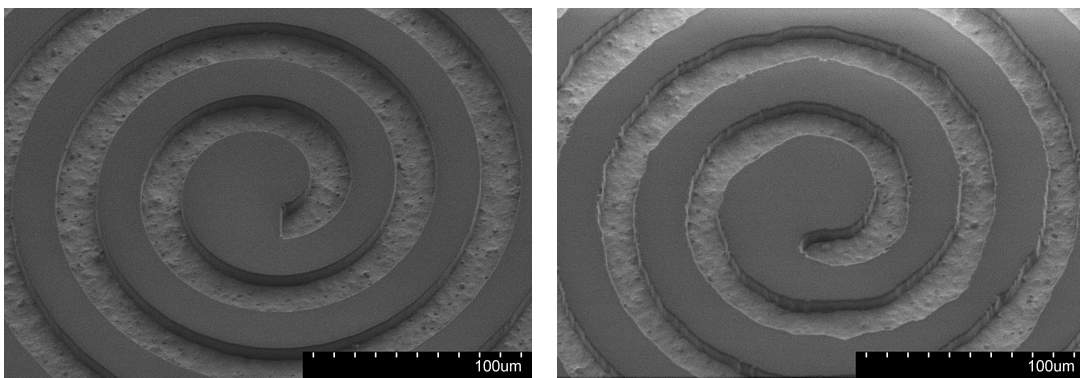


Abbildung 3.7: Fotolackstrukturen einer Spirale mit einer Strukturauflösung von $20\text{ }\mu\text{m}$ auf einem DP 951-Substrat: links) Chrommaske; rechts) Polymerfilmmaske

3.1.2.2 Goldgalvanik

Für die Leiterplatten- und Halbleiterindustrie ist im Handel ein breites Produktportfolio von Goldelektrolyten verfügbar. Die Zusammensetzung und Zuschlagstoffe werden bereits von den Herstellern auf die Verarbeitungsformen und Anwendungsgebiete zugeschnitten. Die Firma Umicore bietet beispielsweise in der AURUNA[®]-Serie Feingoldelektrolyte an, die sich durch eine hohe Reinheit, geringe Härte und sehr feine Kornstruktur auszeichnen [133]. Durch die hohe Duktilität weisen diese Goldüberzüge ausgezeichnete Bundeigenschaften auf. Der im

Rahmen der Arbeit ausgewählte und verwendete Goldelektrolyt AURUNA® 558 [134] ist ein typischer Vertreter dieser Feingoldelektrolyt-Familie.

Der cyanidische Elektrolyt ist mit einem pH-Wert von 8,2 schwach alkalisch. Durch die Variation der Stromdichte von $J = 0,25$ bis $4,0 \text{ A/dm}^2$ kann die Abscheidungsgeschwindigkeit von ca. $0,13$ bis max. $2,4 \mu\text{m/min}$ beeinflusst werden. Für hohe Stromdichten und damit auch hohe Abscheidungsgeschwindigkeiten ist eine zusätzliche Elektrolytbewegung zur Erhöhung der Strömungsgeschwindigkeit an der Ware notwendig [134].

Zur galvanischen Abscheidung von Goldschichten wurde im Rahmen der Arbeit eine Kleingalvanikanlage der Firma Walter Lemmen [135] mit einem Elektrolyt Fassungsvermögen von fünf Litern ohne zusätzliche Elektrolytbewegung verwendet. Die Substrate wurden mit den empfohlenen 5 cm/s im Elektrolyten bewegt. Weil die Anlage eine zusätzliche Badbewegung nicht ermöglicht, wurde zur Abscheidung sehr feiner Kornstrukturen eine Stromdichte von $J = 0,25 \text{ A/dm}^2$ verwendet. Es konnten Abscheideraten von ca. $0,2 \mu\text{m/min}$ erzielt werden. Als Anode wurde eine vom Hersteller empfohlene plattinierte Titan-Streckmetall-Elektrode verwendet. Die Metallabscheidung erfolgte gemäß Datenblatt bei einer Arbeitstemperatur von 70°C . Die LTCC-Substrate und der Fotolack werden durch den schwach alkalischen Elektrolyten nicht angegriffen.

Die Abbildung 3.6 (rechts) zeigt ein DP 951-Substrat mit einer AZ® 15nXT-Fotolackmaske mit einer Auflösung von 10 bis $3 \mu\text{m}$ nach der galvanischen Abscheidung von $6,5 \mu\text{m}$ Gold. Wie im Abschnitt 3.1.2.1 erläutert, konnten Strukturen mit einer Auflösung bis $6 \mu\text{m}$ zuverlässig fotolithografisch auf das Substrat übertragen werden. Feinere Strukturen konnten durch Proximity-Effekte nicht mehr vollständig belichtet und entwickelt werden. Die dünnen, nur unvollständig ausgebildeten Fotolackstrukturen können durch die aufwachsenden Goldstrukturen verdrängt werden (vgl. Abb. 3.6 (rechts)).

3.1.2.3 Ätzen

Vor dem Ätzen der Startschicht muss der Fotolack entfernt werden. Hierfür wurde der TechniStrip® NI555 der Firma MicroChemicals [136] verwendet. Mit Hilfe dieses Strippers können auch quervernetzte Negativlacke in ca. 15 Minuten bei 60°C komplett rückstandsfrei aufgelöst werden (vgl. Abb. 3.8 (links)).

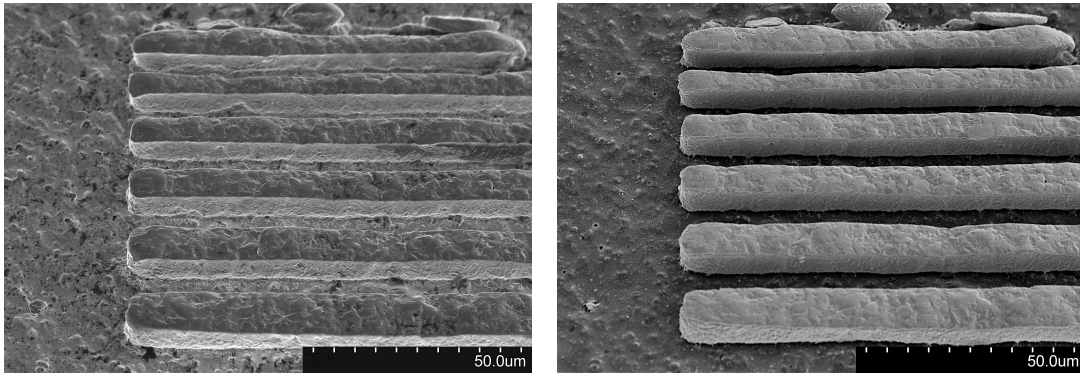


Abbildung 3.8: Teststrukturen mit einer Strukturauflösung von 6 bis 10 μm auf einem DP 951-Substrat: links) nach der Entfernung des Fotolackes; rechts) nach der Rückätzung der Startmetallisierung

Wie im Abschnitt 3.1.1 vorgestellt, sind zum Ätzen der Resinatstartschichten Kaliumcyanid-Lösungen besonders geeignet. Durch die Erwärmung der Ätzlösung auf 60 °C konnte die ca. 150 nm dicke Startschicht in einer Minute zuverlässig rückgeätzt werden (vgl. Abb. 3.8 (rechts)). Die galvanisch abgeschiedenen Goldschichten werden in diesem Ätzschritt ebenfalls geringfügig angegriffen. Der Angriff ist selbst in hochauflösenden REM-Aufnahmen nur sehr schwer zu quantifizieren, er liegt typischerweise in Bereichen kleiner 250 nm (vgl. Abb. 3.8). Die beim Subtraktivverfahren typische Unterätzung konnte beim Semiadditivverfahren ebenfalls nicht beobachtet werden. In der Abbildung 3.9 wird das Profil der

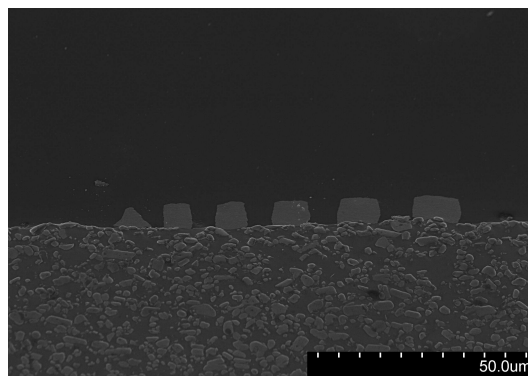


Abbildung 3.9: Schliffbild der galvanisch abgeschiedenen Teststrukturen mit einer Strukturauflösung von 6 bis 10 μm und einer Schichtdicke von 6,5 μm auf einem DP 951-Substrat

galvanisch abgeschiedenen Teststrukturen mit einer Auflösung von 6 bis 10 μm und einer Schichtdicke von 6,5 μm auf einem DP 951-Substrat in einem Schliffbild dargestellt.

In ersten Haftfestigkeitsuntersuchungen konnten durch einen Tape-Abzugstest [85] keine Haftungsprobleme zwischen Resinatschicht und galvanisch abgeschiedenen Schichten nachgewiesen werden (vgl. Abs. 4.2).

3.1.3 Weitere Prozessierung

3.1.3.1 Hochtemperaturprozesse

Um die Verwendungsmöglichkeiten der vorgestellten Resinatechnologie voll auszuschöpfen, ist es erstrebenswert nach der galvanischen Feinstrukturierung weiter Dickschichtprozesse durchführen zu können. Typische Sintertemperaturen für Dickschichtprozesse betragen 550, 620 oder 850 °C. Um die Auswirkungen weiterer Hochtemperaturprozesse auf galvanisch abgeschiedene Goldschichten zu beurteilen, müssen die Eigenspannungen dieser Schichten detaillierter betrachtet werden.

In galvanisch abgeschiedenen metallischen Schichten findet man fast immer innere Eigenspannungen. Sie entstehen während der Elektrokristallisation durch chemische (Fremdatome) oder strukturelle Fehlordnungen (Kristallbaufehler). Es können punktförmige (Leerstellen, Zwischengitteratome), linienförmige (Stufen und Schraubenversetzungen), flächige (Kristallitgrenzen) oder räumliche (Poren, Risse) Fehler im Kristall auftreten [137]. In der Literatur wird zwischen sogenannten arteigenen und artfremden inneren Eigenspannungen unterschieden. Artfremde Eigenspannungen bilden sich im Zusammenwirken zwischen Metallschicht und Substrat. Sie sind an der Grenze zwischen Substrat und Metallisierung am größten und nehmen mit zunehmender Schichtdicke ab. Arteigene Spannungen liegen unabhängig vom Substrat in der Metallschicht vor. Sie können als Zug- oder Druckspannungen auftreten. Zu große innere Spannungen können zu Rissen, Porenaufweitungen, Blasen oder zum Abheben der Schicht führen.

Innere Spannungen können messtechnisch beispielsweise mit Hilfe der Röntgenbeugung, auch Röntgendiffraktion (engl. *X-Ray Diffraction*, XRD), nachgewiesen werden [138]. Die Röntgendiffraktometrie beruht auf dem Prinzip der Beu-

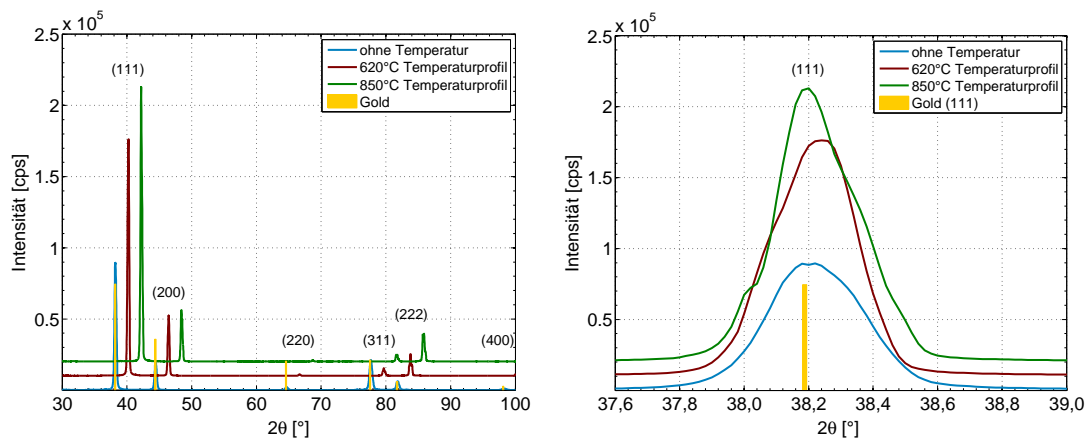


Abbildung 3.10: Bragg-Brentano-Diffraktogramme von galvanisch abgeschiedenen Goldschichten, aufgenommen mit Cu-K α -Strahlung

gung von monochromatischen Röntgenstrahlen an den Netzebenen eines kristallinen Werkstoffes. In Abhängigkeit vom Einstrahlwinkel (Glanz- oder Braggwinkel, θ) treten durch Gangunterschiede an zwei benachbarten Netzebenen Interferenzen auf. Die Intensität der reflektierten Strahlung wird in einem Diffraktogramm gegen den Winkel zwischen Strahlungsquelle, Probe und Detektor (2θ -Winkel) aufgetragen. Jeder Interferenzlinie können einer Netzebenenchar und nach der Bragg-Gleichung Netzebenenabstände zugeordnet werden. Durch innere Spannungen werden die Netzebenenabstände vergrößert oder verkleinert. Dies führt zu kleinen Verschiebungen der Interferenzlinien im Bereich von $0,01^\circ$ - $0,5^\circ$ [138].

Die röntgendiffraktometrischen Untersuchungen wurden in Bragg-Brentano-Anordnung mit dem Diffraktometer D5000 der Firma Siemens [139] mit Cu-K α -Strahlung durchgeführt. Die Abbildung 3.10 zeigt die Diffraktogramme von $5\text{ }\mu\text{m}$ dicken galvanisch abgeschiedenen Goldschichten unmittelbar nach der Abscheidung und nach einem 620°C - bzw. 850°C -Temperaturprozess auf einem DP 951-Substrat.

Die Verschiebung der (111)-Interferenzlinie der galvanisch abgeschiedenen Goldschicht um $0,032^\circ$, im Vergleich zum theoretischen Wert einer unverspannten Goldprobe, weist auf eine geringfügige Zugverspannung der Schichten hin. Nach einem 620°C -Temperaturprozess wurde eine Verschiebung des Interferenzmaximas um $0,052^\circ$ und nach einem 850°C -Prozess eine Verschiebung von $0,012^\circ$ bestimmt, d.h. die inneren Spannungen werden durch einen 620°C -Prozess etwas

Tabelle 3.1: Auswirkungen weiterer Hochtemperaturprozesse auf die inneren Spannungen von galvanisch abgeschiedenen Goldschichten und die spezifische elektrische Leitfähigkeit

Temperatur [°C]	Peak- position 2θ (111) [°]	Halbwerts- breite (111) [°]	Kristallit- größe [nm]	Eigen- spannung (222) [MPa]	el. Leit- fähigkeit [S/m]
Raumtemp.	38,22	0,35173	154	$26,2 \pm 5,3$	$36 \cdot 10^6$
620	38,24	0,31486	404	$40,1 \pm 5,9$	$38 \cdot 10^6$
850	38,2	0,29064	428	$40,7 \pm 4,7$	$41 \cdot 10^6$
theoretisch	38,188	–	∞	0	$44 \cdot 10^6$

erhöht, und durch einem 850 °C-Prozess im Vergleich zur Ausgangsprobe etwas reduziert (vgl. Tab. 3.1).

Die Halbwertsbreite (engl. *Full width at half maximum*, FWHM) der Interferenzlinien ist von apparativen Parametern oder der Wellenlängen-Unschärfe der Primärstrahlung und nicht zuletzt von der Kristallitgröße der untersuchten Probe abhängig. Mit abnehmender Kristallitgröße, also mit abnehmender Zahl beteiligter Netzebenen, wächst die Halbwertsbreite. Im Rahmen der Arbeit wurde die Kristallitgröße mit Hilfe der Methode der kleinsten Quadrate (Rietveld-Methode) mit der Software TOPAS (Version 5) der Firma Bruker AXS [140] abgeschätzt. Die kontinuierliche Abnahme der Halbwertsbreite mit steigender Temperatur weist auf die Vergrößerung der Kristallite in der Goldschicht hin (vgl. Tab. 3.1 und Abb. 3.11). Durch die Vergrößerung der Kristallite sowie die Verringerung der Grenzflächen erhöht sich die elektrische Leitfähigkeit (vgl. Tab. 3.1).

Eine einfache röntgendiffraktometrische Messung in Bragg-Brentano-Anordnung ist aber nicht repräsentativ für die Gesamtheit aller Kristallite, sie charakterisiert nur die an der Interferenz beteiligten Kristallite, denn es können nur Reflexionen an Netzebenen, die parallel zur Probenoberfläche liegen, gemessen werden. Informationen über Kristallite, die nicht parallel zur Probenoberfläche liegen, erhält man durch die Kippung der Probe um den Winkel ψ im Bereich von 0 bis 45°. Dieses röntgenographische Verfahren zur Spannungsmessung wird als $\sin^2 \psi$ -Verfahren bezeichnet [138]. Im Rahmen der Arbeit wurden die Span-

nungsmessungen mit einem Diffraktometer D5000 der Firma Siemens [139] mit $\text{Cr-K}\alpha$ -Strahlung durchgeführt. Zur Ermittlung der inneren Spannungen wurde die (222)-Interferenzlinie ausgewählt, da sie einen hinreichend großen Beugungswinkel von $2\theta = 152,99^\circ$ und eine ausreichend große Intensität hat [141]. Für eine galvanisch abgeschiedene Goldschicht wurde vor den Hochtemperaturprozessen eine Zugspannung von $26,2 \pm 5,3 \text{ MPa}$ bestimmt. Nach einem 620°C -Prozess stieg die innere Zugspannung auf $40,1 \pm 5,9 \text{ MPa}$ und nach einem 850°C -Prozess auf $40,7 \pm 4,7 \text{ MPa}$ (vgl. Tab. 3.1). Die röntgenographischen Spannungsmessungen nach dem $\sin^2 \psi$ -Verfahren bestätigen die ersten Abschätzungen der Eigenspannungen nach einer einfachen röntgendiffraktometrischen Messung in Bragg-Brentano-Anordnung. Die untersuchten galvanisch abgeschiedenen Goldschichten können auch nach weiteren Hochtemperaturprozessen durch die geringen Eigenspannungen ($< 50 \text{ MPa}$) als quasi spannungslos betrachtet werden. Sie sind für weitere Dickschichtprozesse geeignet.

Erste Tape-Abzugstests [85] zeigten keine negativen Auswirkungen der Hochtemperaturprozesse auf den Haftungsmechanismus zwischen Substrat, Resinatpaste und den galvanisch abgeschiedenen Schichten. Die im Abschnitt 4.2 durchgeführten Scherfestigkeitsuntersuchungen zeigten ebenfalls keine signifikanten Einflüsse der Hochtemperaturprozesse auf die Haftfestigkeit des vorgestellten Schichtsystems.

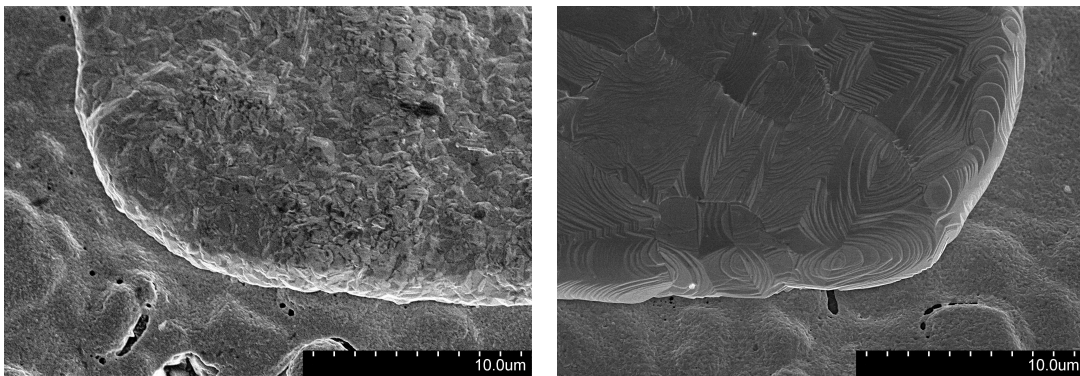


Abbildung 3.11: REM-Aufnahme einer galvanisch abgeschiedenen Goldschicht auf einer Aluminiumoxid-Keramik: links) nach der Abscheidung; rechts) nach einem weiteren neunzigminütigen Hochtemperaturprozess mit maximal 850°C

3.1.3.2 Galvanische Prozesse

Neben der Feinstrukturierbarkeit sind bondbare Metallschichtsysteme zur Kontaktierung von Halbleitern und lötbare Schichtsysteme zur Bestückung mit Bauelementen essenzielle Voraussetzung für die zukünftigen Einsatzmöglichkeiten der Resinattechnologie. Galvanisch abgeschiedene Weichgoldschichten sind ab einer Schichtdicke von ca. $3\text{ }\mu\text{m}$ sehr gut bondbar. Die etablierten bleihaltigen oder bleifreien Zinn-Weichlotsysteme können hingegen nicht direkt auf Goldmetallisierungen eingesetzt werden, weil sich das Gold im Zinn direkt auflösen würde. Deshalb ist es notwendig, eine zusätzliche Nickelsperrschicht auf den Löt pads galvanisch abzuscheiden. Die Abbildung 3.12 zeigt schematisch die technologische Prozessfolge zur Herstellung einer weichlötbaren Metallisierung.

Ausgangspunkt für die Herstellung einer lötbaren Metallisierung bildet ein galvanisch verstärktes (feinstrukturiertes) Substrat mit vollflächiger Resinatmetallisierung (vgl. Abb. 3.5). Zur Abscheidung der Diffusionssperrschicht wird erneut der bewährte Fotolack AZ[®] 15 nXT aufgebracht und fotolithografisch strukturiert (vgl. Abs. 3.1.2). Für die galvanische Nickelabscheidung wurde ein im Rahmen

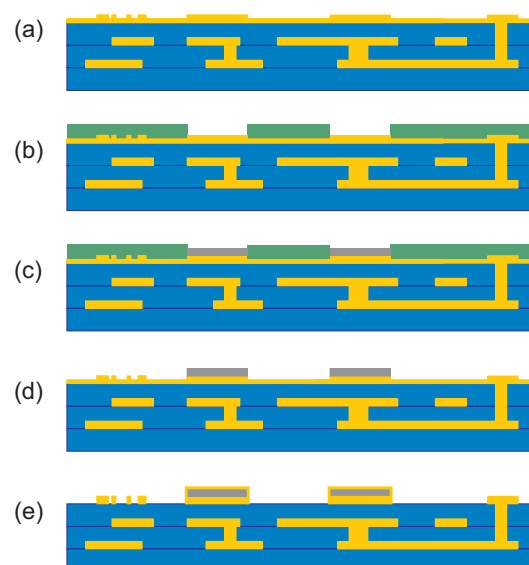


Abbildung 3.12: Technologischer Ablauf zur Herstellung einer weichlötbaren Metallisierung: a) Feinstrukturierung des Substrates, vollflächige Resinatmetallisierung nicht entfernen, b) Fotolack aufbringen und strukturieren, c) galvanische Abscheidung der Nickelsperrschicht, d) Fotolack entfernen, e) Startmetallisierung ätzen und chemische Goldabscheidung

des Projektes VERDIAN [142] qualifizierter Nickelsulfamat-Elektrolyt verwendet. Der saure Elektrolyt hat einen pH-Wert von 3,0 bis 3,5 und enthält 117 g/l Nickel. Die empfohlene Arbeitstemperatur beträgt 55 °C. Mit einer Stromdichte von $J = 0,5 \text{ A/dm}^2$ konnten ohne zusätzliche Elektrolyt- oder Warenbewegungen in einer Kleingalvanikanlage eine Abscheiderate von $0,15 \text{ } \mu\text{m/min}$ erzielt werden. Zur Ausbildung einer zuverlässigen Sperrschicht wurde in 20 Minuten insgesamt $3 \text{ } \mu\text{m}$ Nickel abgeschieden. Für die Abscheidung wurde eine Rein-Nickel-Anode verwendet. Der saure Elektrolyt greift die Substrate und den verwendeten Fotolack nicht an.

Nach der Entfernung des Lackes mit dem bewährten TechniStrip® NI555 der Firma MicroChemicals [136] muss die dünne Startschicht geätzt werden. Hierfür wurde wiederum die etablierte Kaliumcyanid-Lösung verwendet (vgl. Abs. 3.1.1.2). Die ca. 150 nm dicke Startschicht konnte durch die Erwärmung der Ätzlösung auf 60 °C in einer Minute zuverlässig geätzt werden.

Um die Oberfläche des Nickels vor Oxidation zu schützen, wurde abschließend in einem Tauchgoldbad SLOTOGOLD 10 der Firma Schlötter [143] ca. 150 nm Gold chemisch abgeschieden. Der verwendete Elektrolyt ist mit einem pH-Wert von 6 leicht sauer. Die stromlose Metallabscheidung erfolgte bei der empfohlenen Arbeitstemperatur von 80 °C in 10 Minuten. Alle verwendeten LTCC-Materialien wurden durch den abschließenden galvanischen Prozess nicht angegriffen.

Der Tape-Abzugstest [85] offenbarte keine Haftungsprobleme zwischen Resinatmetallisierung und galvanisch abgeschiedenen Schichten. Zur Charakterisierung der Haftfestigkeit und Zuverlässigkeit der vorgeschlagenen Metallisierungsschichtfolge müssen systematisch mechanische Scherfestigkeitsuntersuchungen durchgeführt werden. Im Abschnitt 4.2 werden die durchgeführten Untersuchungen vorgestellt und die Ergebnisse diskutiert.

3.2 Vergrabene Feinstrukturierung

Die bisher vorgestellte Resinattechnologie ermöglicht ausschließlich die Strukturierung der Substratoberfläche, weil fotolithografische Prozesse in Verbindung mit galvanischen und nasschemischen Ätzprozessen nicht zuverlässig auf ungesinterten LTCC-Grünfolien angewendet werden können (vgl. Abs. 2.3).

In [35, 144, 145] werden zwei neue Konzepte zur Integration geätzter feinstrukturierter Vollmetall-Strukturen in LTCC-Substrate vorgestellt (vgl. Abs. 1.2). Als erstes Verfahren wird die subtraktive Direktstrukturierung auf einer LTCC-Grünfolie unter Verwendung einer temporären Schutzschicht vorgeschlagen. Trotz Anpassung der hierfür notwendigen nasschemischen Ätzprozesse ist dieser Prozess hauptsächlich für größere Strukturen mit geringen Schichtdicken geeignet [35].

Als weiteres Verfahren wird eine galvanische semiadditive Strukturierung auf einem temporären Zwischenträger vorgeschlagen. Auf Grundlage eines modifizierten LIGA-Verfahrens (Lithografie, Galvanik und Abformung) werden die Strukturen entweder auf einer Metallfolie oder auf einem organischen Trägermaterial abgeschieden. Durch die Verwendung eines temporären Zwischenträgers können die nasschemischen Prozesse vom restlichen LTCC-Prozess entkoppelt werden. Als problematisch ist der Transfer und die Positionierung der feinen

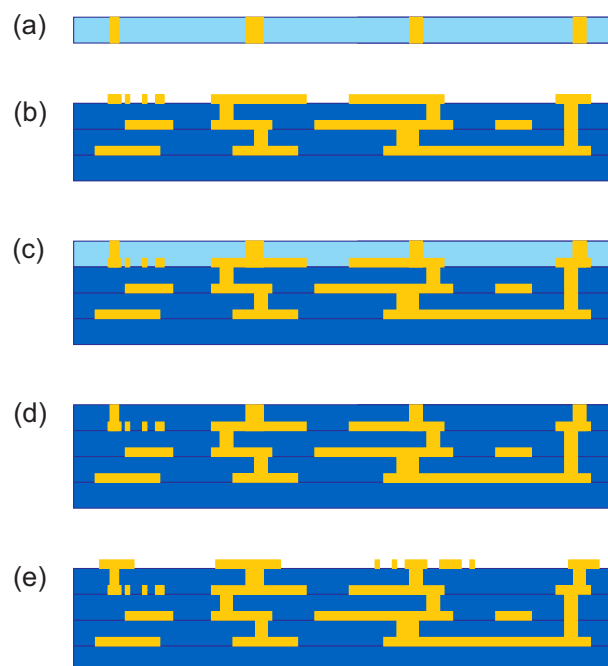


Abbildung 3.13: Technologischer Ablauf zur Herstellung vergrabener Feinstrukturen: a) Grünfolien-Prozessierung der Deckschicht (Stanzen der Durchkontaktierungen und Kavitäten und Füllen der Vias), b) Strukturierung der Leitbahnen der vergrabenen Lage (z.B. Semiadditivverfahren), c) Lamination der Grünfolie auf das strukturierte Substrat, d) Sinterung des Substratstapels, e) weitere Prozessierung (z.B. Feinstrukturierung oder Standard-Dickschichtprozesse)

Strukturen bzw. die rückstandsfreie Zersetzung des organischen Trägermaterials während der Sinterung anzusehen [35].

Um diese Nachteile zu umgehen und um gleichzeitig die komplette Bandbreite der Standard-Resinattechnologie für den Anwender zur Verfügung zu stellen, wurde im Rahmen dieser Arbeit die Tape Transfer Technologie bzw. *Tape-On-Substrate*-Technologie (TOS) zur Realisierung einer Multilayer-Feinstrukturierung untersucht und weiterentwickelt [146]. Die TOS-Technologie ermöglicht es, einzelne strukturierte Grünfolien oder gemeinsam vorlaminierter Folienstapel direkt auf eine gesinterte Keramik zu laminieren und anschließend zu sintern. Dadurch können die notwendigen nasschemischen Prozesse der Resinattechnologie (vgl. Abs. 3.1) vollständig von der Prozessierung der Grünfolien entkoppelt werden. In der Abbildung 3.13 ist die technologische Prozessfolge zur Herstellung vergrabener Strukturen schematisch skizziert.

Beim TOS-Prozess werden die auflaminierten Grünfolien und die Durchkontaktierungen nur an der Unterseite vollständig von der Keramik in lateraler Richtung fixiert und eine Schrumpfung hauptsächlich in z-Richtung erzwungen. Mit steigendem Abstand zur Haltekeramik vergrößert sich die laterale Restschrumpfung der Grünfolie. Im ersten Schritt muss die Eignung der LTCC-Materialien und der Via-Füllpasten für den TOS-Prozess untersucht werden. Die Vorgehensweise wird in experimentellen Untersuchungen am Beispiel des LTCC-Materialssystems DP 951 und der Via-Füllpaste DP 5738 demonstriert. Für die Untersuchungen wurden Durchkontaktierungen mit einem Durchmesser von $150\text{ }\mu\text{m}$ in eine DP 951 PX-Folie gestanzt und mit der Via-Füllpaste DP 5738 gefüllt. Dieses Tape wurde auf ein gesintertes dreilagiges DP 951-Substrat auflaminiert (vgl. Abb. 3.13). Die Lamination wurde mit der isostatischen Heißpresse IL-4008PC der Firma PTC [105] bei 210 bar für zehn Minuten bei $70\text{ }^{\circ}\text{C}$ durchgeführt.

Nach einem freien Sinterprozess weiten sich die Durchkontaktierungen mit steigendem Abstand zur Haltekeramik um bis zu $70\text{ }\mu\text{m}$ auf. Die Via-Füllpaste schrumpft ihrerseits auf ca. $130\text{ }\mu\text{m}$ und fällt regelrecht aus den Durchkontaktierungen (vgl. Abb. 3.14). Ohne zusätzliche laterale Fixierungen ist die Via-Füllpaste DP 5738 im LTCC-Materialsystem DP 951 für TOS-Prozesse daher vollkommen ungeeignet. Durch die erzwungene laterale Nullschrumpfung steigt die Schrumpfung in z-Richtung von ca. 15 auf ca. 40 % (vgl. Tab. 2.4). Um der Rest-

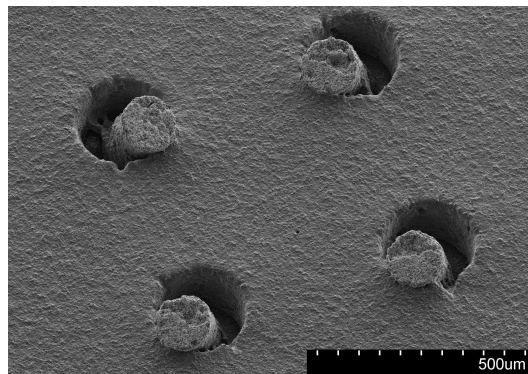


Abbildung 3.14: Durchkontaktierungen (DP 5738) in einem DP 951-TOS-Substrat nach einem Standard LTCC-Sinterprozesses

schrumpfung der Substratoberseite entgegen zu wirken, können zusätzliche Haltefolien auflaminiert werden (vgl. Abb. 3.16 (links)). Hierfür wurden sogenannte *Releasetapes* (DP 951 RT [106]) verwendet. Sie bestehen typischerweise aus einem zum LTCC-System kompatiblen organischen Bindersystem mit einer keramischen Aluminiumoxid-Füllung. Im LTCC-Sinterprozess wird die Sintertemperatur der Haltematerialien nicht erreicht, sie bleiben daher weitestgehend formstabil. Die enthaltenen Partikel verkeilen sich mit den Partikeln der LTCC, fixieren die Oberfläche und verhindern die laterale Schrumpfung. Nach der Sinterung können die verwendeten Haltematerialien durch Bürsten oder durch leicht abrasive Prozesse, wie Sand- und Wasserstrahlen, entfernt werden [35].

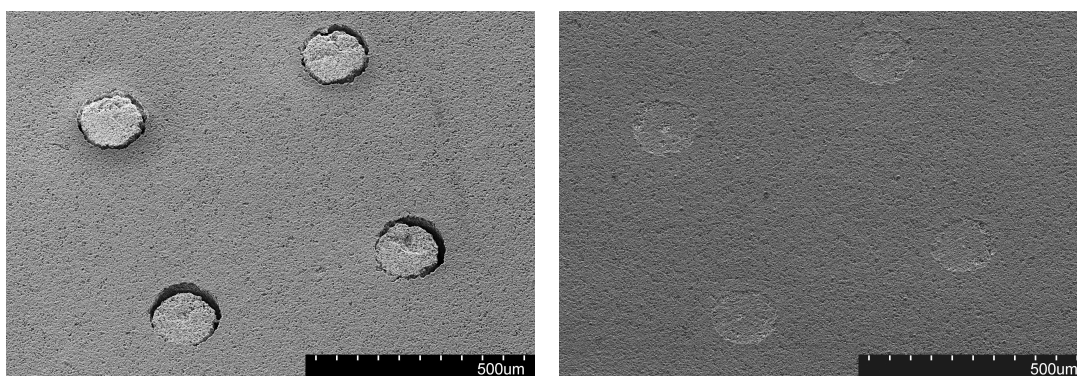


Abbildung 3.15: Durchkontaktierungen (DP 5738) in einem DP 951-TOS-Substrat: links) nach einem drucklosen Sinterprozesses mit einer zusätzlichen Haltefolie; rechts) nach einem Drucksinterprozess

Die Abbildung 3.15 (links) zeigt, dass mit Hilfe der Haltefolie die große Oberflächenschrumpfung der LTCC-Folie weitestgehend verhindert wurde. Aufgrund der kleinen Kontaktfläche zur Via-Metallisierung konnte die Schrumpfung der Metallisierung hingegen nicht vollständig verhindert werden. Durch die Schrumpfung der Füllpaste wurden immer bis zu $20\text{ }\mu\text{m}$ breite Risse am Übergang zwischen Substrat und Via beobachtet. Durch die Auflage zusätzlicher Gewichte (ca. 0,5 - 1 kg) während der Sinterung konnten diese Risse reduziert und verkleinert, jedoch nicht zuverlässig ausgeschlossen werden.

Um diese Rissbildung während der Sinterung zu vermeiden und zuverlässige Durchkontaktierungen zu realisieren, wurde der TOS-Substratverbund zusätzlich einem druckunterstützenden Sinterprozess (engl. *Pressure Assisted Sintering*, PAS) unterworfen (vgl. Abb. 3.16 (rechts)). Für den druckunterstützten Sinterprozess wurde die LTCC Sinter-Presse 603 der Firma ATV [147] mit einem kontinuierlichen uniaxialen Sinterdruck von ca. 600 kPa ($F = 3\text{ kN}$, $A_{\text{Substrat}} = 70 \times 70\text{ mm}^2$) verwendet. Nach [35] beginnt das DP 951-System durch viskose Fließprozesse bei Sinterdrücken ab 500 kPa ein expansives Verhalten zu zeigen. Der optimale Sinterdruck für das untersuchte Materialsystem beträgt 300 kPa [35]. Diese geringeren Sinterdrücke können mit dem zur Verfügung stehenden Drucksintersystem aktuell nicht mehr zuverlässig ausgeregelt werden. Durch die zusätzliche Druckunterstützung während des Sinterprozesses konnten für die untersuchten Materialien zuverlässige Durchkontaktierungen realisiert werden (vgl. Abb. 3.15 (rechts)). Die Schrumpfung in z-Richtung beträgt ebenfalls ca. 40 %.

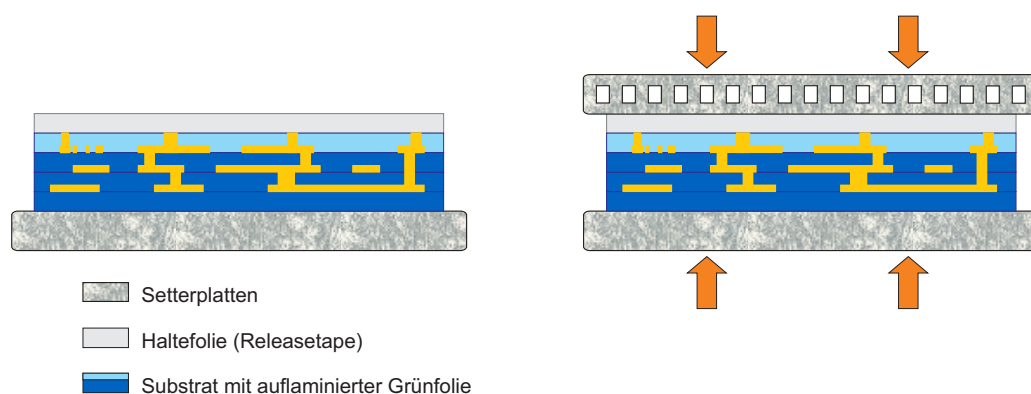


Abbildung 3.16: Schematische Darstellung des TOS-Substratverbundes mit zusätzlicher Haltefolie: links) druckloser Sinterprozesses; rechts) druckunterstützter Sinterprozesses

3.3 Anwendungsbeispiele

Um die Leistungsfähigkeit der Feinstrukturierungstechnologie aufzuzeigen sind passive Bauelemente sehr gut geeignet. Typische Vertreter sind Spulen und Kondensatoren.

3.3.1 Spulen

3.3.1.1 Theoretische Grundlagen und Modellierung

Ideale Spulen (L) wirken als reines Blindelement. Sie führen zu einer Phasenverschiebung, weil die Wechselspannung dem Strom um 90° voraus eilt. Spulen wird nach Gl. 3.1 ein komplexer Widerstand \underline{Z} (Impedanz) zugeordnet:

$$\underline{Z} = j\omega L \quad (3.1)$$

mit $\omega = 2\pi f$

Für reale Spulen muss ein zusätzlicher reeller ohmscher Verlustanteil R durch die begrenzte Leitfähigkeit der Metallisierung (vgl. Abb.3.17) nach Gl. 3.2 berücksichtigt werden. Mit steigender Frequenz nehmen diese Verluste durch den Skineneffekt weiter zu. Der komplexe Widerstand \underline{Z} einer realen Spule ergibt sich aus:

$$\underline{Z} = R + j\omega L \quad (3.2)$$

Die frequenzabhängige Induktivität L einer Spule kann aus dem Imaginärteil des komplexen Widerstandes nach Gl. 3.3 berechnet werden:

$$L = \frac{\operatorname{Im}\{\underline{Z}\}}{2\pi f} \quad (3.3)$$

Zur Beurteilung von Spulen ist die Güte Q ein wichtiges Kriterium. Sie kann nach Gl. 3.4 berechnet werden und stellt das Verhältnis von Imaginär- zu Realteil des komplexen Widerstandes dar:

$$Q = \frac{\operatorname{Im}\{\underline{Z}\}}{\operatorname{Re}\{\underline{Z}\}} \quad (3.4)$$

Durch die kapazitive Verkopplung zwischen den einzelnen Windungen und der Bezugsmasse treten Eigenresonanzen auf. Mit der parasitären Kapazität C_P kann die Eigenresonanzfrequenz f_{res} nach Gl. 3.5 bestimmt werden, bei der die Spule noch induktiv wirkt:

$$f_{res} = \frac{1}{2\pi \sqrt{LC_P}} \quad (3.5)$$

Aufgrund der Resonanzüberhöhungen können Spulen nur deutlich unterhalb der Eigenresonanzfrequenz als näherungsweise linear angesehen und in der Praxis betrieben werden. Die Abbildung 3.17 zeigt die parasitären Komponenten einer Eintor-Spule in einem Ersatzschaltbild.

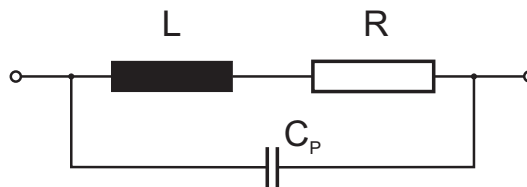


Abbildung 3.17: Mögliches Ersatzschaltbild einer realen Eintor-Spule [148]

Wie im Abschnitt 1.2.1 vorgestellt, liegt die Auflösungsgrenze der klassischen Siebdrucktechnik derzeit für lokal begrenzte Bereiche bei ca. $50 \mu\text{m}$ für gekrümmte und ca. $40 \mu\text{m}$ für gerade Strukturen [20, 149]. Durch diese Limitierung der Strukturierungsauflösung können mit Hilfe der klassischen Dickschichttechnologie Induktivitäten im Bereich weniger nH bis zu einigen μH realisiert werden. Diese Spulen können durch die niedrige Eigenresonanzfrequenz für Anwendungen bis maximal 5 GHz verwendet werden [34]. Durch die vorgestellten Möglichkeiten der Feinstrukturierung kann eine wesentliche Verringerung der Spulengröße erreicht werden. Dies führt zur Verringerung der parasitären Effekte und zur Erhöhung der Eigenresonanzfrequenz auf über 10 GHz bei gleichzeitiger Erhöhung der Güte.

Zur Realisierung planarer Induktivitäten sind Mäanderspulen, runde oder rechteckige Spiralspulen bekannt. Mäanderspulen zeigen nur eine geringfügige Erhöhung der Induktivität im Vergleich zur Leitungsinduktivität der gestreckten Leitung [18]. Deshalb wurden im Rahmen der Arbeit zur Demonstration der Oberflächenfeinstrukturierung planare runde Spiralspulen simuliert, hergestellt und elektrisch charakterisiert. Als Technologiedemonstrator wurden Eintor-

Spiralspulen mit einem mittleren inneren Radius r von 100 und 150 μm , einem Abstand zur Bezugsmasse von 210 μm und einer Windungszahl von 2,5 und 4,5 hergestellt. Die Leitbahnbreite w und der Leitbahnabstand s wurde zwischen 10 und 50 μm variiert (vgl. Abb. 3.18 und Abb. 3.21).

Die Simulation der Hochfrequenzeigenschaften wurde mit der 2.5D-Feldsimulationsoftware Sonnet durchgeführt. Die Abbildung 3.18 (rechts) zeigt das verwendete Simulationsmodell. Zur Modellierung der Spulen mit einer Strukturauflösung bis 25 μm wurde eine $1,5 \times 1,5 \text{ mm}^2$ -Simulationsbox mit einem 5 μm -Netz (engl. *meshing*) verwendet. Die Spulen mit einer feineren Auflösung wurden mit Hilfe eines 2 μm -Netzes diskretisiert. Zur effizienten Diskretisierung runder Strukturen ist das sogenannte *conformal meshing* am geeignetsten [150]. Für die Simulation wurde das Dickleitermodell mit einer Metallisierungsschichtdicke von 5 μm und eine mittlere elektrische Leitfähigkeit σ von $36 \cdot 10^6 \text{ S/m}$ angenommen (vgl. Tab. 3.1).

Zur Messung der Hochfrequenzeigenschaften wurden die Spulen über eine Mikrostreifenleitung und die Bezugsmasse koplanar angetastet (vgl. Abb. 3.18 und 3.21). Mit Hilfe der TRL-Kalibrierung (engl. *Thru-Reflect-Line*) wurde die Messebene bis zum Bauelement verschoben. Als Kalibriernormale wurde eine Durchgangsmessung (*Thru*), ein Kurzschluss (*Reflect*) sowie für die Frequenzbereiche 0,95 - 4,4 GHz und 4,4 - 20 GHz ein 8 mm bzw. 2 mm langes Leitungsstück (*Line*) verwendet. Das Verfahren wird ausführlich in [151, 152] beschrieben. Die Mes-

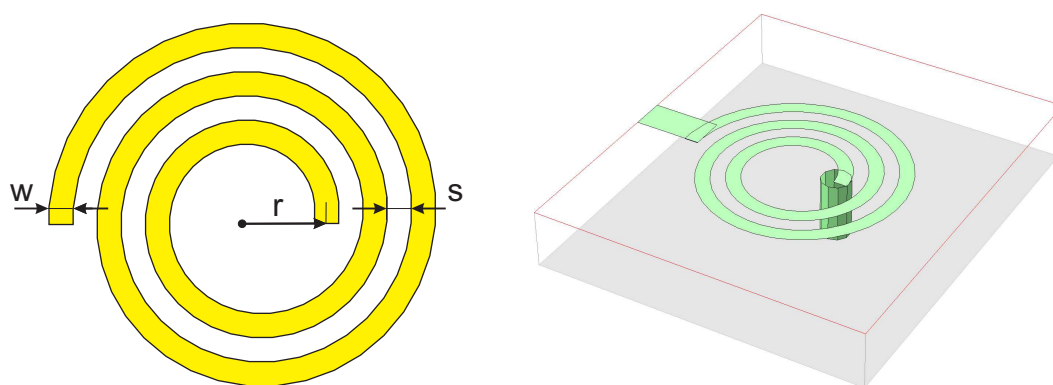


Abbildung 3.18: links) Geometrie einer Spiralspule: r) mittlerer innerer Radius, w) Leitbahnbreite, s) Leitbahnabstand, N) Windungszahl; rechts) Schematische Darstellung des Simulationsmodells

sung der Streuparameter (S-Parameter) erfolgte mit einem Netzwerkanalysator PNA E8361A der Firma Agilent Technologies [153] und koplanaren |Z| PROBE®-Messspitzen mit einem Rastermaß von $200\text{ }\mu\text{m}$ der Firma Cascade Microtech [154] im Frequenzbereich von 950 MHz bis 20 GHz. Aus den gemessenen S-Parametern wurde die Induktivität und die Güte der Spulen entsprechend Gl. 3.3 und 3.4 berechnet.

3.3.1.2 Außenliegende Spulen

In der Abbildung 3.19 werden die simulierten und gemessenen Werte einer Spule mit 2,5 Windungen und einer Strukturauflösung von $50\text{ }\mu\text{m}$ vorgestellt. Eine Spule wurde mit der Resinattechnologie und die zweite Spule mit der klassischen Dickschichttechnologie (Siebdrucktechnik) hergestellt. Die Simulationsergebnisse werden sehr gut durch die Messergebnisse bestätigt. Für beide Spulen wurde eine Induktivität von $3,2\text{ nH}$ bei 1 GHz gemessen (Simulation: $L = 3,4\text{ nH}$). Die gemessene Resonanzfrequenz der siebgedruckten Spule beträgt $7,8\text{ GHz}$. Für die in Resinattechnik gefertigte Spule wurden $7,2\text{ GHz}$ gemessen (Simulation: $f_{\text{res}} = 7,6\text{ GHz}$).

Die Abweichungen der Resonanzfrequenzen von ca. 5 % sowie die Abweichungen der gemessenen und simulierten Induktivitäten von ca. 6 % sind hauptsächlich auf kleine Ungenauigkeiten beim De-embedding der Zuleitung während der Simulation bzw. während der Messung zurückzuführen. Die Strukturgenauigkeit

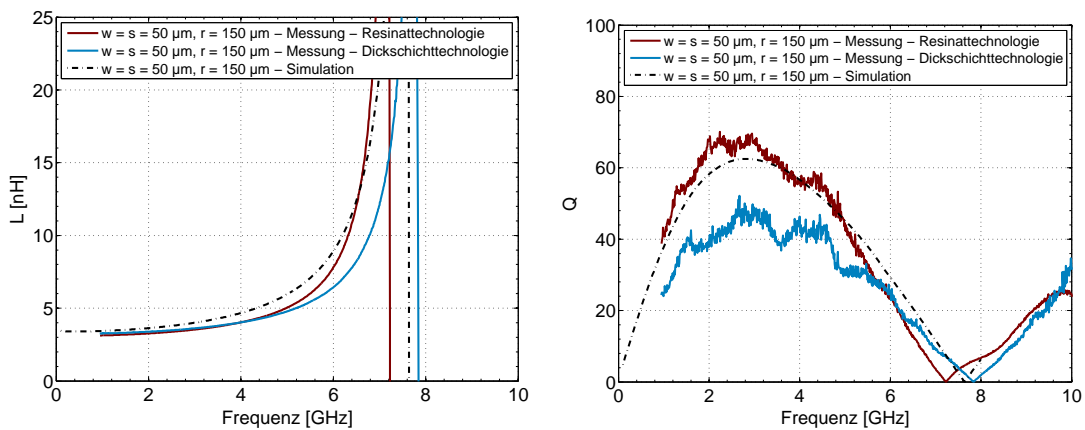


Abbildung 3.19: Simulierte und gemessene Induktivität und Güte über der Frequenz von Spiralspulen mit 2,5 Windungen

der Dickschichttechnik ($\pm 5\mu\text{m}$) kann für diese Spule ebenfalls zur Verschiebung der Eigenresonanzfrequenzen um ca. $\pm 100\text{ MHz}$ führen.

Die Leistungsfähigkeit der Resinattechnologie spiegelt sich im Vergleich zur Siebdrucktechnik besonders deutlich in der Spulengüte wider. Durch die höhere elektrische Leitfähigkeit der galvanisch abgeschiedenen Vollmetall-Strukturen sinkt der ohmsche Widerstand der Spule und die Güte wird deutlich erhöht. Die elektrische Leitfähigkeit σ der galvanisch abgeschiedenen Goldschichten beträgt im Mittel $36 \cdot 10^6\text{ S/m}$. Der Mittelwert der elektrischen Leitfähigkeit der verwendeten Goldpaste DP 5740A [102] beträgt $33 \cdot 10^6\text{ S/m}$ ($\sigma_{\text{Gold kompakt}} = 44 \cdot 10^6\text{ S/m}$). Bei der halben Resonanzfrequenz wurde für die Vollmetall-Spule messtechnisch eine Güte von ca. 67 ermittelt (Simulation: $Q = 63$). Die siebgedruckte Spule wies eine Güte von ca. 46 auf. Durch die Verringerung der ohmschen Verluste erhöht sich die Güte im Vergleich zur Dickschichttechnik um ca. 40 %.

Neben der Erhöhung der elektrischen Leitfähigkeit eröffnet die Resinattechnologie neue Möglichkeiten der Feinstrukturierung (vgl. Abs. 3.1.2). Es können kleinere Bauelemente mit höheren Eigenresonanzfrequenzen mit sehr hohen Güten realisiert werden. Durch die Verringerung der Strukturauflösung von 50 auf $25\mu\text{m}$ und des mittleren inneren Radius von 150 auf $100\mu\text{m}$ konnte die Resonanzfrequenz auf ca. 9 bzw. auf ca. 12 GHz erhöht werden (vgl. Abb. 3.20). Die gemessene Induktivität sinkt durch die Verringerung des Spulenradius von ca. 3 auf 2,2 nH. Für beide Spulen wurde jeweils eine Güte von ca. 50 bestimmt.

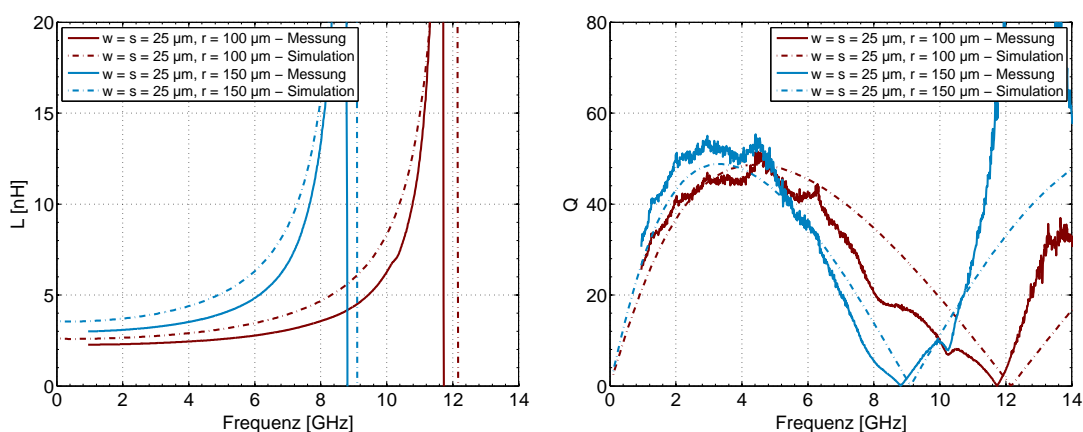


Abbildung 3.20: Simulierte und gemessene Induktivität und Güte über der Frequenz von Spiralspulen mit 2,5 Windungen

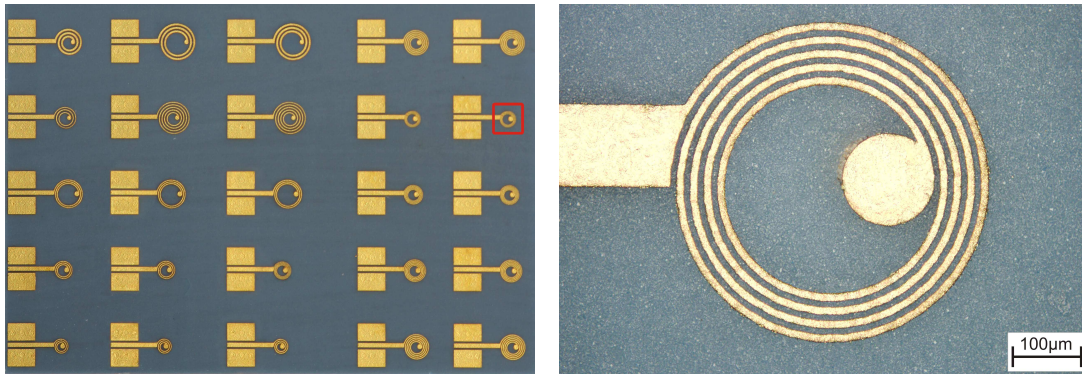


Abbildung 3.21: links) Übersichtsaufnahme des Spiralspulensubstrates zur Charakterisierung der Spuleneigenschaften; rechts) Detailaufnahme einer hochauflösten Spiralspule mit einer Strukturauflösung von $10\text{ }\mu\text{m}$

Für höhere Strukturauflösungen ($< 20\text{ }\mu\text{m}$) sind Chromfotomasken preiswerten Polymerfotomasken vorzuziehen (vgl. Abb. 3.7). Durch die Verwendung von Chromfotomasken sind hochauflöste Spiralspulen mit einer Strukturauflösung von $10\text{ }\mu\text{m}$ realisierbar (vgl. Abs. 3.21). Zur Realisierung höherer Induktivitäten wurden Spulen mit 4,5 Windungen, einem Spulenradius von $150\text{ }\mu\text{m}$ und einer Strukturauflösung von $25\text{ }\mu\text{m}$ und $10\text{ }\mu\text{m}$ hergestellt. Die Abbildung 3.22 zeigt die simulierten und gemessenen Induktivitäten und Güten. Es konnte eine Induktivität von jeweils 10 nH und eine Güte von ca. 35 bzw. ca. 26 für die $25\text{ }\mu\text{m}$ - bzw. $10\text{ }\mu\text{m}$ -Spule erreicht werden. Die größere Windungszahl erhöht die parasitäre

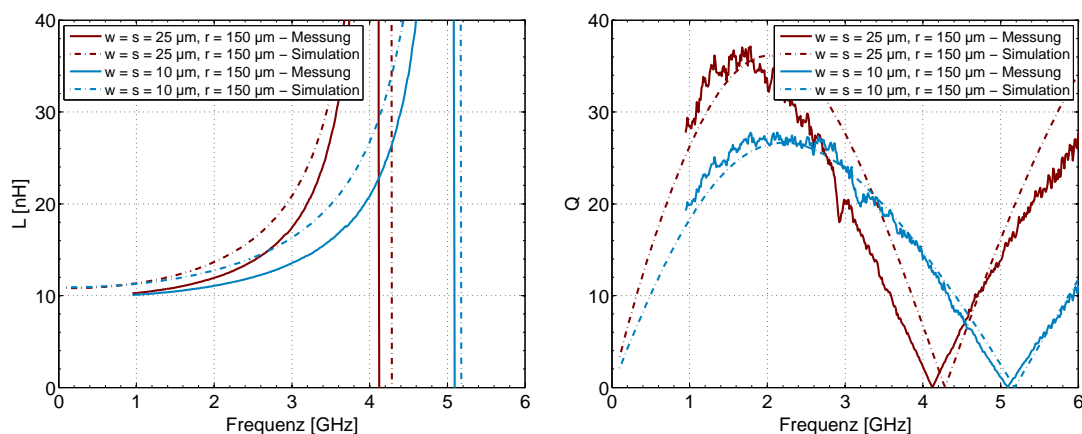


Abbildung 3.22: Simulierte und gemessene Induktivität und Güte über der Frequenz von Spiralspulen mit 4,5 Windungen

Koppelkapazität und senkt die Resonanzfrequenz. Durch die Verringerung der Strukturauflösung von 25 auf 10 μm , und damit der Spulenfläche, erhöht sich die Resonanzfrequenz von ca. 4 auf ca. 5 GHz. Der höhere ohmsche Widerstand der schmalen Leitung führt jedoch zur Verringerung der Güte.

3.3.1.3 Auswirkungen weiterer Hochtemperaturprozesse

Im Abschnitt 3.1.3.1 wurde gezeigt, dass zusätzliche Hochtemperaturprozesse zur Vergrößerung der Kristallite sowie zur Verringerung der Grenzflächen und damit zur Erhöhung der elektrischen Leitfähigkeit führen (vgl. Tab. 3.1).

In diesem Abschnitt werden die Auswirkungen weiterer Hochtemperaturprozesse auf die Spuleneigenschaften am Beispiel einer Spule mit 2,5 Windungen, einer Strukturauflösung von 50 μm und einem mittleren inneren Radius von $r = 150 \mu\text{m}$ vorgestellt. Durch einen einstündigen Temperaturprozess mit maximal 620 °C stieg die mittlere elektrische Leitfähigkeit der galvanisch abgeschiedenen Goldschichten von $36 \cdot 10^6$ auf $38 \cdot 10^6 \text{ S/m}$. Nach einem neunzigminütigen Postfire-Zyklus mit maximal 850 °C betrug die elektrische Leitfähigkeit $41 \cdot 10^6 \text{ S/m}$ ($\sigma_{\text{Gold kompakt}} = 44 \cdot 10^6 \text{ S/m}$). Im Vergleich hierzu beträgt die mittlere elektrische Leitfähigkeit der verwendeten Goldpaste DP 5740A [102] nur $33 \cdot 10^6 \text{ S/m}$ (vgl. Tab.3.1).

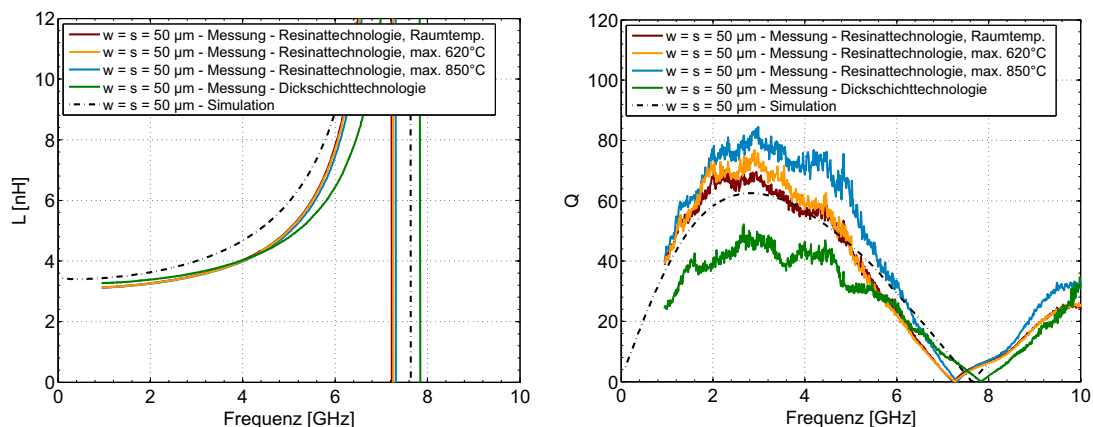


Abbildung 3.23: Simulierte und gemessene Induktivität und Güte in Abhängigkeit von weiteren thermischen Prozessen einer außenliegenden Spiralspule mit 2,5 Windungen über der Frequenz

Durch die weitere Erhöhung der Leitfähigkeit konnte eine weitere Verbesserung der Spulengüte verzeichnet werden (vgl. Abb. 3.23). Die Güte der Spulen stieg von 67 auf 73 bzw. 80. Für vergleichbare siebgedruckte Spulen wurde eine Güte von ca. 46 bestimmt. Im Vergleich zur Dickschichtpaste erhöht sich die Güte um insgesamt ca. 75 %.

3.3.1.4 Vergrabene Spulen

Zur Demonstration des in Abschnitt 3.2 vorgestellten Verfahrens zur Einbettung hochaufgelöster Strukturen in LTCC-Substrate wurden Spulen mit einer Strukturauflösung bis $10\text{ }\mu\text{m}$ in einem LTCC-Substrat vergraben. Als Deckschicht für diese Spulen wurde eine LTCC-Folie (DP 951 PX) mit einer gesinterten Materialdicke von ca. $150\text{ }\mu\text{m}$ verwendet (vgl. Tab. 2.4). Zur elektrischen Charakterisierung wurden für die Messspitzen entsprechende Kavitäten vorgesehen. Die Abbildung 3.24 zeigt eine Röntgenaufnahme der eingebetteten Spule und die Kontaktpads. Durch die dielektrische Deckschicht weisen vergrabene Spulen eine deutlich höhere Koppelkapazität zwischen den Windungen als Spulen ohne Deckschicht auf. Dies führt gemäß Gl. 3.5 zum Sinken der Resonanzfrequenzen. Durch höhere dielektrische Verluste verringert sich die Güte geringfügig (vgl. Abb. 3.25). Die Messergebnisse konnten durch entsprechende Simulationen sehr gut bestätigt werden.

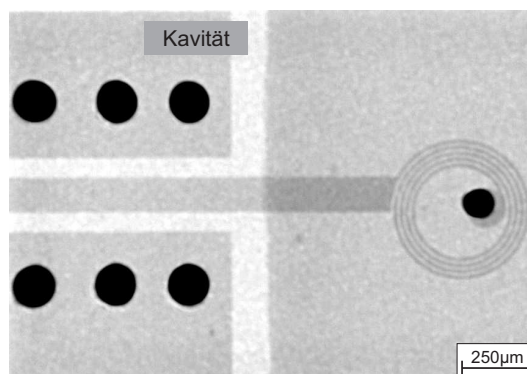


Abbildung 3.24: Röntgenaufnahme einer eingebetteten Spiralspule mit einer Strukturauflösung von $10\text{ }\mu\text{m}$

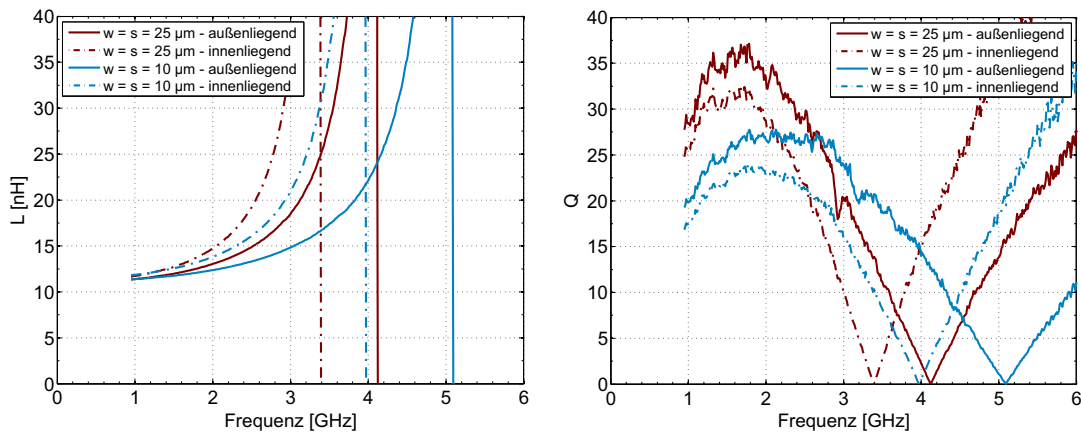


Abbildung 3.25: Gemessene Induktivität und Güte außenliegender und eingebetteter Spulen über der Frequenz

3.3.2 Kondensatoren

3.3.2.1 Theoretische Grundlagen und Modellierung

Neben Widerständen sind Kondensatoren häufig benötigte passive Bauelemente in elektronischen Schaltungen. Sie werden hauptsächlich in Filterstrukturen, Anpassnetzwerken oder als Koppel- und Abblockkondensatoren verwendet. Ideale Kondensatoren (C) wirken als reines Blindelement. Im Wechselstromkreis leiten sie Wechselspannungen und Wechselströme weiter, jedoch mit einer Phasenverschiebung zwischen Spannung und Strom. Der Strom eilt der Spannung um 90° voraus. Kondensatoren wird nach Gl. 3.6 ein komplexer Widerstand \underline{Z} zugeordnet:

$$\underline{Z} = \frac{1}{j\omega C} \quad (3.6)$$

mit $\omega = 2\pi f$

Für reale Kondensatoren muss ein zusätzlicher reeller ohmscher Verlustanteil R im Dielektrikum nach Gl. 3.7 berücksichtigt werden:

$$\underline{Z} = \frac{1}{\frac{1}{R} + j\omega C} \quad (3.7)$$

Die frequenzabhängige Kapazität C eines Kondensators kann aus dem Imaginärteil des komplexen Widerstandes nach Gl. 3.8 berechnet werden:

$$C = \frac{1}{\operatorname{Im}\{\underline{Z}\}2\pi f} \quad (3.8)$$

Die Güte Q kann nach Gl. 3.9 berechnet werden und stellt das Verhältnis von Imaginär- zu Realteil des komplexen Widerstandes dar:

$$Q = \frac{\operatorname{Im}\{\underline{Z}\}}{\operatorname{Re}\{\underline{Z}\}} \quad (3.9)$$

Durch unerwünschte parasitäre Effekte treten ähnlich wie bei Spulen Eigenresonanzfrequenzen auf. Die metallischen Zuleitungen eines Kondensators wirken induktiv (L_p). Zusammen mit der Kapazität des Kondensators bilden sie einen Reihenschwingkreis. Die Eigenresonanzfrequenz f_{res} kann nach Gl. 3.10 berechnet werden:

$$f_{res} = \frac{1}{2\pi\sqrt{L_p C}} \quad (3.10)$$

In der Abbildung 3.26 werden die parasitären Komponenten eines Eintor-Kondensators in einem Ersatzschaltbild zusammengefasst.

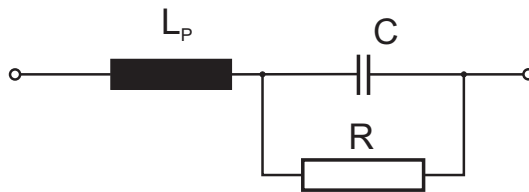


Abbildung 3.26: Mögliches Ersatzschaltbild eines realen Eintor-Kondensators [148]

Mit Hilfe der klassischen Dickschichttechnik können Interdigital- (Finger-) und Plattenkondensatoren hergestellt werden. Die Kapazität von Interdigitalkondensatoren wird hauptsächlich durch die Länge und die Breite des Spaltes zwischen den benachbarten Leiterzügen bestimmt. Durch das limitierte Auflösungsvermögen sind Kapazitäten im Bereich von 0,5 bis 2 pF [18, 34] unter vernünftiger Flächenausnutzung herstellbar. Die Kapazitätsdichte beträgt typischerweise $\leq 1 \text{ pF/mm}^2$ [18, 34].

Um die Leistungsfähigkeit der Resinattechnologie zu demonstrieren, wurden kleinere Interdigitalkondensatoren mit höheren Kapazitätsdichten simuliert, hergestellt und elektrisch charakterisiert. Durch den hohen Flächenbedarf auf dem Schaltungsträger ist insbesondere die Integration in den Schaltungsträger von Interesse. Als Technologiedemonstrator wurden Eintor-Interdigitalkondensatoren mit sechs Fingern mit 1 mm Länge und einem Abstand zur Bezugsmasse von $420\text{ }\mu\text{m}$ hergestellt. Der Fingerabstand s und die Fingerbreite w wurden zwischen 15 und $50\text{ }\mu\text{m}$ variiert (vgl. Abb. 3.27 (links)). Die Simulation der Hochfrequenzeigenschaften wurde ebenfalls, wie im Abschnitt 3.3.1 beschrieben, mit der 2.5D-Feldsimulationsoftware Sonnet durchgeführt. Die Abbildung 3.27 (rechts) zeigt das verwendete Simulationsmodell. Zur Messung der Hochfrequenzeigenschaften wurden die Kondensatoren, analog zur Spulenmessung, koplanar angetastet im Frequenzbereich von 950 MHz bis 20 GHz. Aus den gemessenen S-Parametern kann die Kapazität und die Güte eines Kondensators entsprechend Gl. 3.9 und 3.8 berechnet werden.

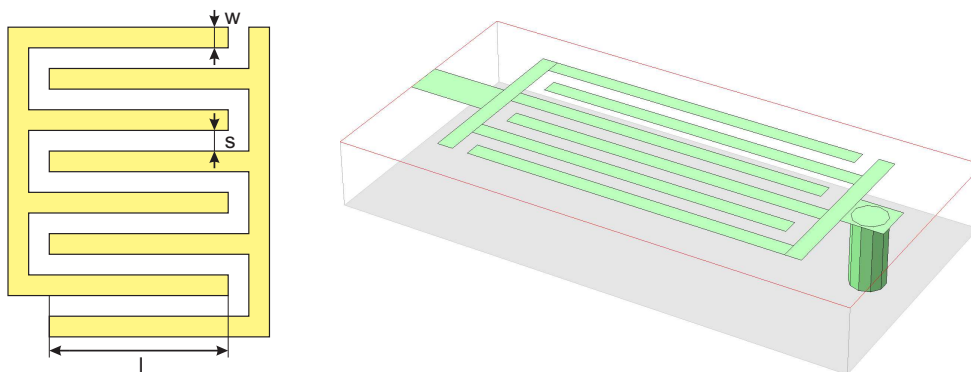


Abbildung 3.27: links) Geometrie eines Interdigitalkondensators: l) Fingerlänge, w) Fingerbreite, s) Fingerabstand, N) Anzahl der Finger; rechts) Schematische Darstellung des Simulationsmodells

3.3.2.2 Außenliegende Kondensatoren

In der Abbildung 3.28 werden die simulierten und gemessenen Werte eines Kondensators mit $50\text{ }\mu\text{m}$ Fingerbreite und $50\text{ }\mu\text{m}$ Fingerabstand vorgestellt. Ein Kondensator wurde mittels der Resinattechnologie, und der zweite Kondensator mit Hilfe der klassischen Dickschichttechnologie (DP 5740A) hergestellt. Die Abwei-

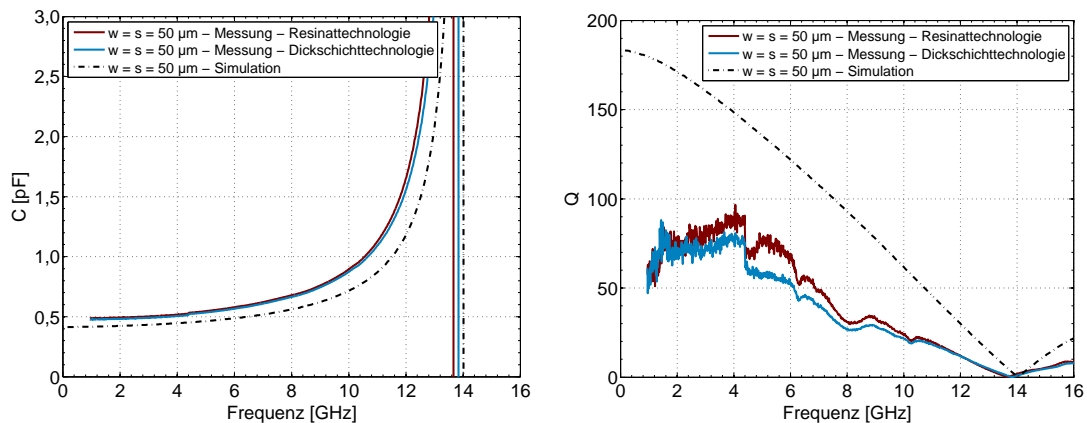


Abbildung 3.28: Simulierte und gemessene Kapazität und Güte über der Frequenz

chungen der Resonanzfrequenzen von ca. 5 % sowie die Abweichungen der gemessenen und simulierten Kapazität von ca. 15 % sind wiederum auf kleine Ungenauigkeiten beim De-embedding der Zuleitung während der Simulation bzw. während der Messung zurückzuführen. Die Abweichungen zwischen simulierter und gemessener Güte können einerseits auf höhere dielektrische Verluste zurückgeführt werden, welche ebenfalls in den Simulationsmodellen nicht betrachtet wurden. Andererseits können kleinste geometrische Ungenauigkeiten der einzelnen Leitungssegmente, die zur TRL-Kalibrierung für die entsprechenden Frequenzbereiche verwendet wurden, für die Differenzen und stärkeres Rauschen der Messwerte verantwortlich sein (vgl. Abb. 3.29, Frequenzbereich: 0,95 - 4,4 GHz und 4,4 - 16 GHz).

Wie in der Abbildung 3.28 dargestellt, können Kondensatoren mit einer Strukturauflösung von $50\ \mu\text{m}$ sowohl mit Hilfe der Resinattechnologie als auch mit klassischer Dickschichttechnologie hergestellt werden. Die höhere elektrische Leitfähigkeit der galvanisch abgeschiedenen Vollmetall-Strukturen führt zum Sinken des ohmschen Widerstandes der Kondensatorfinger und zum Steigen der Güte. Höhere Strukturauflösungen können, wie bereits im Abschnitt 3.3.1 vorgestellt, nur mit Hilfe der Resinattechnologie realisiert werden. Die Abbildung 3.29 zeigt im Vergleich die Kapazität und die Güte von Kondensatoren mit einer Strukturauflösung von 15 bzw. $50\ \mu\text{m}$. Durch die Reduzierung der Strukturauflösung sinkt die Kapazität von 0,5 auf $0,4\ \text{pF}$. Die gleichzeitige Verringerung der Konden-

satorfläche von 0,55 auf 0,165 mm² führt zur Verdreifachung der Kapazitätsdichte von 0,87 auf 2,36 pF/mm². Durch die schmalere Finger steigt der ohmsche Widerstand leicht und die Güte verringert sich geringfügig (vgl. Abb. 3.28 (rechts)).

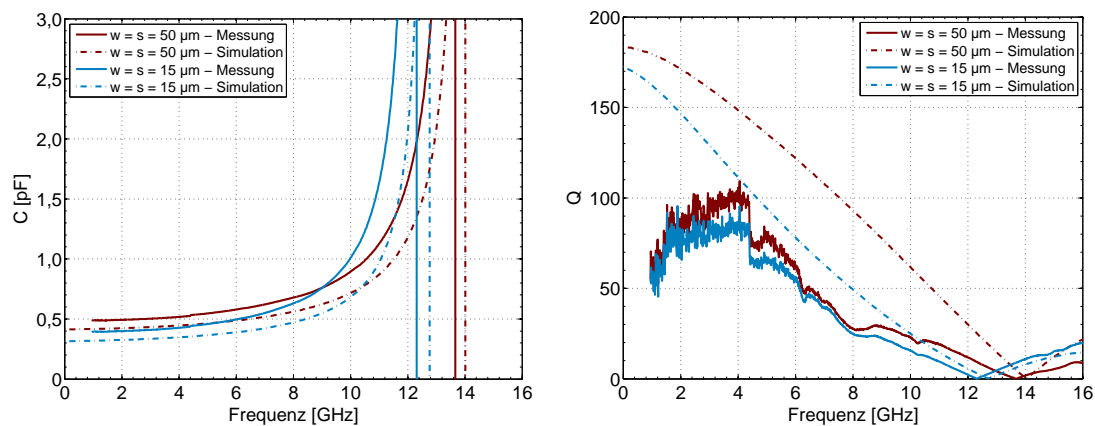


Abbildung 3.29: Simulierte und gemessene Kapazität und Güte über der Frequenz

3.3.2.3 Auswirkungen weiterer Hochtemperaturprozesse

Für die in Abschnitt 3.3.2.2 vorgestellten Kondensatoren wurde ebenfalls die Auswirkung weiterer Temperaturprozesse untersucht. In der Abbildung 3.30 werden

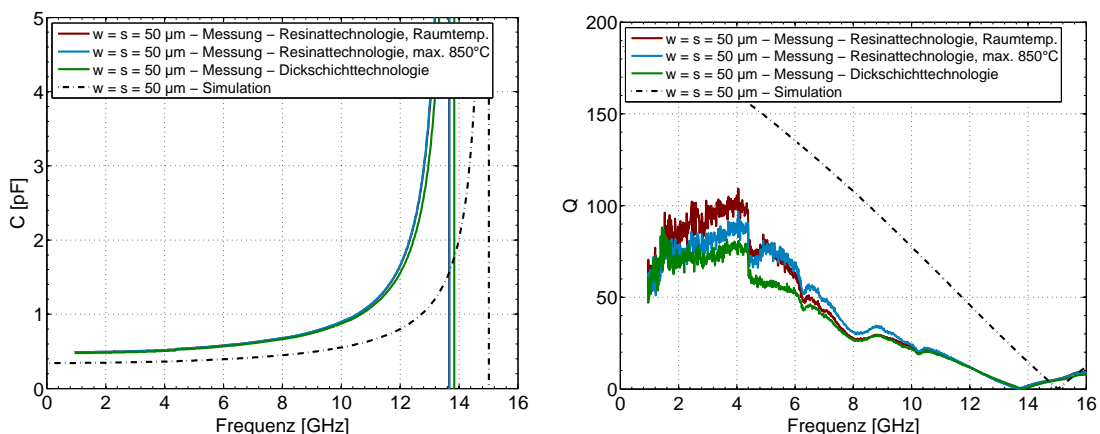


Abbildung 3.30: Simulierte und gemessene Kapazität und Güte in Abhängigkeit weiterer thermischer Prozesse eines außenliegenden Kondensators über der Frequenz

die simulierten und gemessenen Werte eines Kondensators mit $50\text{ }\mu\text{m}$ Fingerbreite und $50\text{ }\mu\text{m}$ Fingerabstand dargestellt. Durch die weitere Erhöhung der elektrischen Leitfähigkeit der galvanisch abgeschiedenen Goldschichten konnte keine signifikante Verbesserung der Güte und keine Änderung der Kapazität verzeichnet werden.

3.3.2.4 Vergrabene Kondensatoren

Zur Demonstration feinstrukturierter vergrabener Kondensatoren wurden die im Abschnitt 3.3.2.2 vorgestellten Kondensatoren mit Hilfe des TOS-Verfahrens in das LTCC-Substrat eingebettet. Für die Technologiedemonstration wurde wiederum eine LTCC-Folie (DP 951 PX) mit einer gesinterten Materialdicke von ca. $150\text{ }\mu\text{m}$ als dielektrische Deckschicht mit entsprechenden Kavitäten für die Kontaktierung verwendet. Neben der Reduktion der Schaltungsabmessung konnte durch die Einbettung der Kondensatoren die Kapazität im Vergleich zum freiliegenden Kondensator nahezu verdoppelt werden (vgl. Abb. 3.31). Die Koppelkapazität zwischen den Fingern steigt, weil der Raum zwischen den Fingern nicht mehr mit Luft, sondern mit einem Dielektrikum mit $\epsilon_r > 1$ gefüllt ist. Zur Ausnutzung dieses Effektes sollte die Deckschicht mindestens das Doppelte des Fingerabstandes betragen [34]. Durch die höhere Kapazität sinkt entsprechend Gl. 3.10 die Resonanzfrequenz.

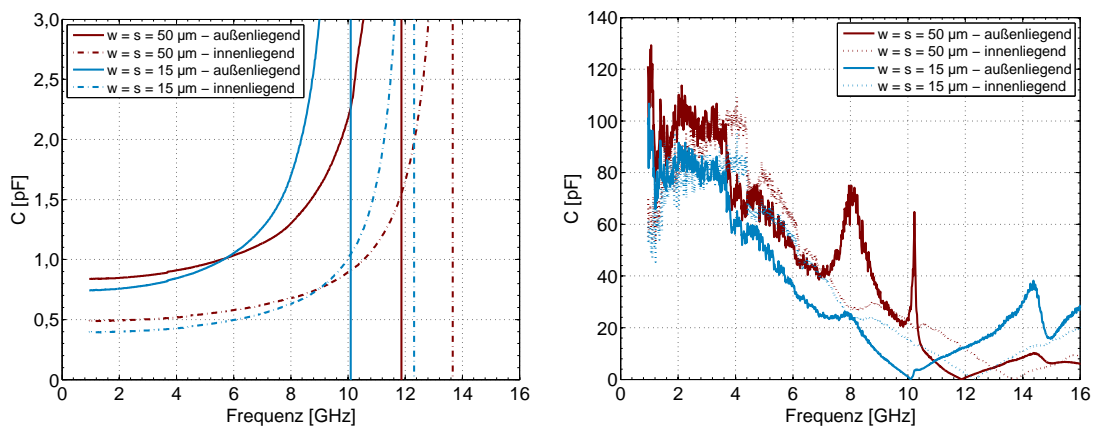


Abbildung 3.31: Gemessene Kapazität und Güte außenliegender und eingebetteter Kondensatoren über der Frequenz

3.3.3 Vergrabenes Bandpassfilter

Zur Demonstration der Leistungsfähigkeit der vorgestellten TOS-Technologie wurde ein vergrabenes und abgeschirmtes Tschebyscheff-Mikrostreifenleitungsfilter für Anwendungen im V-Band (50 - 75 GHz) hergestellt und charakterisiert. Das Filter wurde für die Mittenfrequenz f_0 von 58 GHz mit einer Bandbreite B von 10 GHz und einem Formfaktor von 1,81 (engl. *shape factor*, Bandbreitenverhältnis der Einfügungsdämpfung zwischen -5 dB und -25 dB) für das Materialsystem DP 951 PT konzipiert [29, 146]. Diese Folien sind im ungebrannten Zustand $114\ \mu\text{m}$ dick (vgl. Tab. 2.4). Nach der Sinterung schrumpft die Foliendicke auf ca. $98\ \mu\text{m}$. Die kleinsten Koppelspalten sind $40\ \mu\text{m}$ breit. Die minimale Leitbahnbreite beträgt $50\ \mu\text{m}$. In der Abbildung 3.32 (links) ist das vierlagige Modul schematisch im räumlichen Aufbau dargestellt.

Die Simulation der Übertragungscharakteristiken wurden mit dem 3D-EM-Feldsimulator HFSS® der Firma Ansoft durchgeführt. Hierfür wurde eine Metallisierungsschichtdicke von $5\ \mu\text{m}$, eine mittlere elektrische Leitfähigkeit σ von $21 \cdot 10^6\ \text{S/m}$, eine relative Permittivität ϵ_r von 7,5 und ein Verlustfaktor $\tan \delta$ von 0,0085 angenommen. Die Messung der S-Parameter erfolgte wiederum mit dem Netzwerkanalysator PNA E8361A der Firma Agilent Technologies [153] und koplanaren |Z| PROBE®-Messspitzen mit einem Rastermaß von $200\ \mu\text{m}$ der Firma Cascade Microtech [154] im Frequenzbereich von 45 bis 67 GHz. Die Kalibrierung wurde nach der SOLT-Methode (engl. *Short Open Load Thru*) auf dem zugehöri-

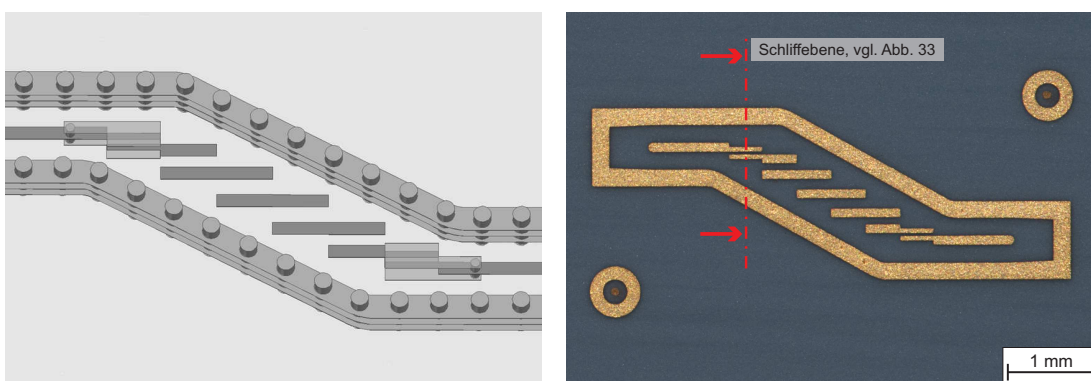


Abbildung 3.32: links) Schematische Darstellung des Simulationsmodells; rechts) Übersichtsaufnahme des galvanisch aufgebauten Mikrostreifenleitungsfilters vor der Einbettung

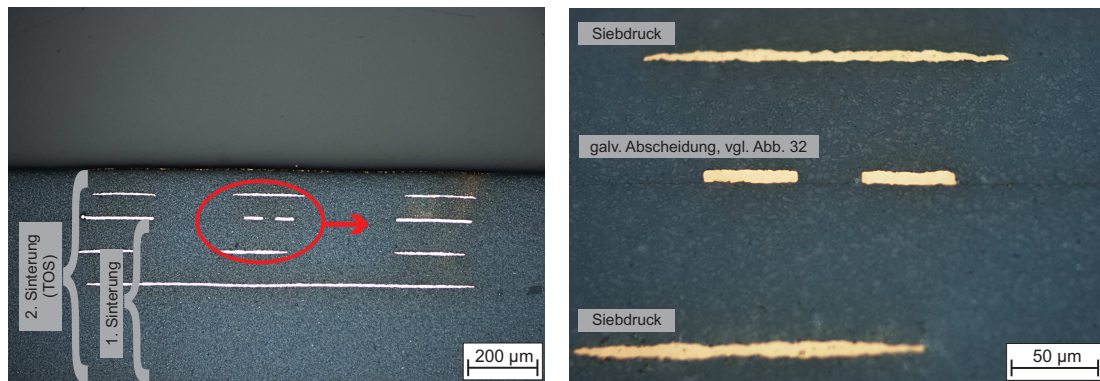


Abbildung 3.33: Schliffbilder des Filtersubstrates: links) Übersichtsaufnahme mit 10-facher Vergrößerung; rechts) Detailaufnahme mit 50-facher Vergrößerung

gen Dünnschicht-Kalibriersubstrat durchgeführt. Zur effizienten Herstellung des Designs wurde eine Kombination aus Dickschichttechnik und Resinatechnologie gewählt. Im ersten Schritt wurden die unteren zwei Lagen des Filters mit der klassischen Siebdrucktechnik strukturiert und mit vier zusätzlichen Stützlagen zur Stabilisierung des Substrates nach dem Standard LTCC-Prozess gesintert (vgl. Abb. 3.33, 1. Sinterung). Im zweiten Schritt wurden die feinen Koppelstrukturen mit Hilfe der vorgestellten Resinatechnologie galvanisch aufgebaut. Für die fotolithografische Strukturierung kam eine im Abschnitt 3.1.2.1 vorgestellte Polymerfotomaske mit einer Auflösung von 16000 dpi zum Einsatz. Im letzten Schritt wurden die beiden, mittels Siebdruck strukturierten, oberen Lagen zum Substrat justiert, auflaminiert und abschließend gesintert (vgl. Abb. 3.33, 2. Sinterung (TOS)). Für den Siebdruck wurde die Gold-Dickschichtpaste DP 5740A und für die Durchkontaktierungen die Via-Füllpaste DP 5738R eingesetzt.

Wie im Abschnitt 3.2 gezeigt, steigt durch die erzwungene laterale Nullschrumpfung die Schrumpfung in z-Richtung von ca. 15 auf ca. 40 %. Für das verwendete LTCC-Material (DP 951 PT) mit einer grünen Foliendicke von $114\text{ }\mu\text{m}$ wurde nach der Sinterung eine Lagendicke von $72\text{ }\mu\text{m}$ für die TOS-Folien ermittelt (vgl. Abb. 3.33). Dies entspricht einer Schrumpfungsrates von 37 %. Die unsymmetrische Verringerung des Abstandes zwischen der Masse und den Koppelstrukturen führt zur geringfügigen Verschiebung der Mittenfrequenz von 58 auf 58,5 GHz und zur Verringerung der Bandbreite des Filters von 10 auf 8 GHz (Abb. 3.34). Diese Reduzierung der Schichtdicken kann einerseits bereits im Ent-

wurfsprozess berücksichtigt oder andererseits durch die Verwendung dickerer Folien ausgeglichen werden. Für dieses Filter ist beispielsweise die Verwendung von DP 951 P2 mit der grünen Foliendicke von $165\ \mu\text{m}$ zu empfehlen (vgl. Tab. 2.4).

Die gemessene Einfügungsdämpfung des Filters beträgt 3,85 dB. In Simulationen zeigte die höhere Leitfähigkeit der galvanisch abgeschiedenen Goldschichten keinen signifikanten Einfluss auf die Einfügedämpfung. Die sehr präzise Fertigung der Koppelstrukturen ($\pm 2\ \mu\text{m}$), realisiert durch die Verwendung von Polymerfotomasken und die sehr gute Kantengenauigkeit im Vergleich zum Siebdruck, spiegeln sich in den minimalen Abweichungen zwischen Simulation und Messung wider und unterstreichen die Leistungsfähigkeit der erarbeiteten Technologie. Der hergestellte Filter zeichnet sich durch eine Mittenfrequenz von 58,38 GHz, eine Bandbreite von 8,05 GHz und einen Formfaktor von 1,875 (-5/-25 dB) aus.

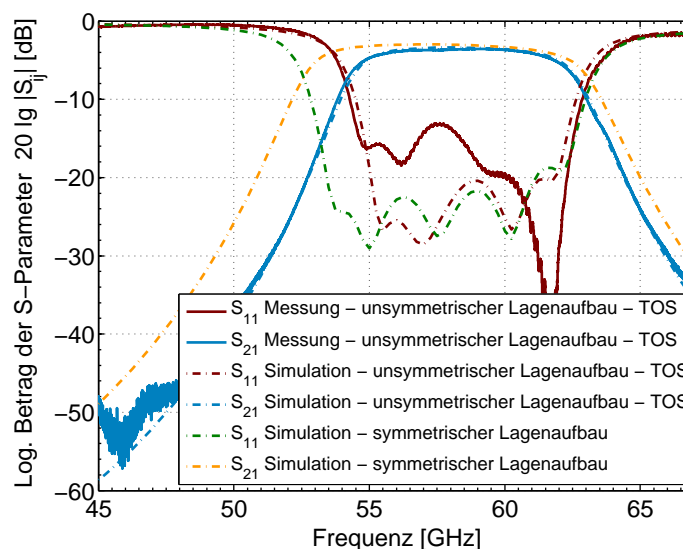


Abbildung 3.34: Simulierte und gemessene S-Parameter des vergrabenen Bandpassfilters über der Frequenz

4 Qualifizierung der Aufbau- und Verbindungstechnik

4.1 Qualifizierungsuntersuchungen

Um die Eignung, Zuverlässigkeit und Langzeitstabilität elektrischer Baugruppen nachzuweisen, müssen für die fokussierten Anwendungsbereiche und Anforderungen entsprechende künstliche Umwelt- und beschleunigte Alterungstests durchgeführt werden. Die Tabelle 4.1 gibt einen systematischen Überblick über die Normen und Richtlinien zur Durchführung von Zuverlässigkeitsuntersuchungen und zur Verifizierung und Qualifizierung der Aufbau- und Verbindungstechnik (AVT) nach JEDEC-, DIN-, MIL- und ECSS-Spezifikationen. Die jeweils durchzuführenden Prüfungen unterscheiden sich nur im Detail. Im Rahmen der Arbeit

Tabelle 4.1: Normen und Richtlinien zur Durchführung von Zuverlässigkeitsuntersuchungen zur Verifizierung und Qualifizierung der Aufbau- und Verbindungstechnik

Prüfungsart	DIN	JEDEC	MIL	ECSS
Temperaturwechsel	EN 60068-2-14	JESD22-A104-B	Std-883J	E-ST-10-03C Q-ST-70-38C
Temperaturauslagerung	EN 60068-2-2	JESD22-A103-B	Std-883J	E-ST-10-03C Q-ST-70-38C
Feuchtigkeit	EN 60068-2-78	JESD22-A101-B	Std-883J	E-ST-10-03C
Schwingung/ Vibration	EN 60068-2-6 EN 60068-2-64	JESD22-B103-B	Std-883J Std-810F	E-ST-10-03C Q-ST-70-38C

wurde die im Abschnitt 3.1.3 vorgestellte auf Resinatpasten basierende Aufbau- und Verbindungstechnik für Luft- und Raumfahrtanwendungen nach der ECSS-Norm untersucht.

4.1.1 Eignungsprüfungen für Luft- und Raumfahrtanwendungen

Zur Qualifizierung von Baugruppen und Systemen für Luft- und Raumfahrtanwendungen müssen die herrschenden Umweltbedingungen sowie die Belastungen, die während des Starts auftreten, berücksichtigt werden [155]. Entsprechend dieser Randbedingungen werden in der ECSS-Norm E-ST-10-03C [156] Qualifikationsrichtlinien für thermische und mechanische Belastungen für unbemannte Flugkörper festgelegt. Die Eignungsprüfungen und Testbedingungen zur Qualifizierung der Aufbau- und Verbindungstechnik werden in der ECSS-Norm Q-ST-70-38 [157] und Q-ST-70-08 [158] definiert (vgl. Abb. 4.1). Es müssen Schwingungsprüfungen für alle drei Raumrichtungen (vgl. Abs. 4.1.1.1) und insgesamt 500 Temperaturwechselzyklen (vgl. Abs. 4.1.1.2) erfolgreich durchgeführt werden. Zur vollständigen Qualifizierung der Aufbau- und Verbindungstechnik müssen nach jeder Eignungsprüfung elektrische Tests und optische Inspektionen durchgeführt und abschließend Schliffbilder der Prüflinge angefertigt und bewertet werden.

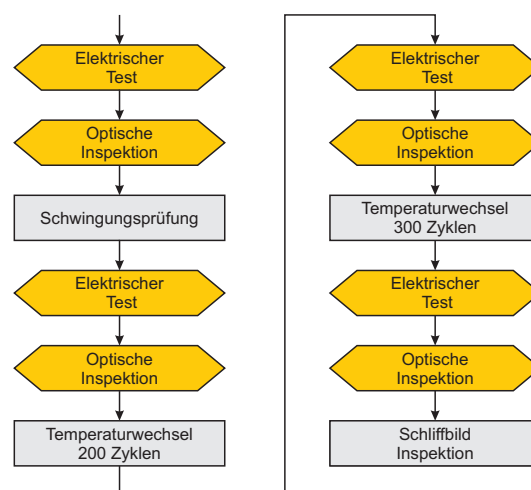


Abbildung 4.1: Ablauf der Eignungsprüfungen zur Qualifizierung der Aufbau- und Verbindungstechnik nach ECSS-Norm Q-ST-70-38 [157]

4.1.1.1 Schwingungsprüfung

Die Tabelle 4.2 zeigt im Überblick die Testbedingungen und den Ablauf der Schwingungsprüfung für jede Raumrichtung [158, 159].

Resonanztest

Zur Bestimmung der wichtigsten Resonanzfrequenzen des Prüflings müssen Sinus-Suchläufe im Frequenzbereich von 5 Hz bis 2000 Hz mit einem Anstieg von 2 Oktaven pro Minute durchgeführt werden. Die Beschleunigung wird durch Variation der Auslenkung auf einem Wert von 0,5 g konstant gehalten. Um mechanische Beschädigungen nachzuweisen, die zu einer Verschiebung und Überhöhung der Resonanzfrequenz führen, muss der Resonanztest jeweils nach dem Sinustest und Rauschtest wiederholt durchgeführt werden. Die erste Eigenfrequenz sollte oberhalb von 140 Hz liegen [159].

Sinustest

Der Sinus-Vibrationstest simuliert niederfrequente und energiereiche Schwingungen während des Starts der Trägerrakete in einem Frequenzbereich von 5 Hz bis 100 Hz mit Beschleunigungen bis 20 g.

Rauschtest

Beim Rauschtest wird über das Frequenzspektrum von 20 Hz bis 2000 Hz eine definierte Rauschleistungsdichte mit einem Pegel von jeweils -12 dB, -6 dB und 0 dB für 5 Minuten auf den Prüfling eingeprägt. Diese Tests simulieren Lasten, die durch Instabilitäten beim Zünden der Schubdüsen, beim Start und während des Fluges der Trägerrakete auftreten und über die Struktur der Trägerrakete weiter gegeben werden [159].

Tabelle 4.2: Testbedingungen und Ablauf der Schwingungsprüfung für jede Raumrichtung [158, 159]

Prüfungsart	Messgröße	Messbereich
Resonanztest	Frequenz	5 - 2000 Hz
	Beschleunigung	0,5 g
	Dauer	2 Oktaven/min
Sinustest	Frequenz	5 - 100 Hz
	Shakerhub	12,4 mm (5-20 Hz)
	Beschleunigung	20 g (20-100 Hz)
	Dauer	2 Oktaven/min
Resonanztest	Frequenz	5 - 2000 Hz
	Beschleunigung	0,5 g
	Dauer	2 Oktaven/min
Rauschtest	Frequenz	20 - 2000 Hz
	Schwingungsleistung	bis 0,5 g ² /Hz
	Pegel	-12 dB; -6 dB; 0 bB
	Dauer	je 5 min
Resonanztest	Frequenz	5 - 2000 Hz
	Beschleunigung	0,5 g
	Dauer	2 Oktaven/min

4.1.1.2 Temperaturwechselprüfung

Zur Qualifizierung der Aufbau- und Verbindungstechnik schreibt die ECSS-Q-ST-70-38-Norm [157] nach der erfolgreichen Schwingungsprüfung insgesamt 500 Temperaturwechselzyklen vor. Gemäß Prüfregime müssen nach 200, und nach weiteren 300 Zyklen, elektrische Tests und optische Inspektionen durchgeführt werden.

Zur Durchführung der Temperaturwechseltests ist der Prüfling in einer Klimakammer mit Luftumwälzung Temperaturwechseln zwischen -55 °C und +100 °C auszusetzen. Die Temperaturänderung sollte 10 °C je Minute nicht überschrei-

ten und bei jedem Extremwert 15 Minuten gehalten werden. Jeder Zyklus sollte insgesamt eine Stunde dauern, wobei diese Bedingungen projektspezifisch für einzelne Baugruppen angepaßt werden können [157].

Zur Einordnung der Ergebnisse in vergleichbare Untersuchungen, und unter Berücksichtigung der Möglichkeiten der vorhandenen Klimakammer, wurden die Temperaturwechselprüfungen zwischen $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $+125\text{ }^{\circ}\text{C}$ mit einer Verweilzeit von 15 Minuten und einer Zyklusdauer von 180 Minuten durchgeführt [60, 160].

4.2 Lötverbindungen

Lötverbindungen sind aufgrund der sehr guten elektrischen, thermischen und mechanischen Eigenschaften sowie hoher Kosteneffizienz nach wie vor die wichtigste Technologie der AVT. Die Grundlage für zuverlässige Lötverbindungen bilden lötbare und hauffeste Metallisierungen. Die untersuchten Resinatmetallisierungen sind nicht löthar. Eine exakte Bestimmung der Haufffestigkeit ist daher nicht möglich [9, 38, 161]. Für die Verwendung der etablierten bleihaltigen oder bleifreien Zinn-Lötsysteme wurde im Rahmen dieser Arbeit eine weichlöthare Metallisierungsschichtfolge entwickelt. Wie im Abschnitt 3.1.2 beschrieben, wurde die Startmetallisierung für die folgenden galvanischen Prozesse mit Hilfe von Resinatpasten hergestellt. Nach der fotolithografischen Strukturierung der Löt-pads wurde im zweiten Schritt die dünne Resinatmetallisierung mit einer $4\text{ }\mu\text{m}$ dicken Goldschicht galvanisch verstärkt. Die anschließende Abscheidung einer $3\text{ }\mu\text{m}$ dicken Nickel-Sperrschicht ermöglicht die Verwendung der etablierten Lote. Abschließend verhindert eine 150 nm dicke Gold-Schutzschicht die Oxidation des Nickels (vgl. Abb. 3.12).

In Eingangsuntersuchungen konnten mittels Tape-Abzugstest [85] keine Hauffungsprobleme zwischen Resinatschicht und galvanisch abgeschiedenen Schichten nachgewiesen werden. Zur Charakterisierung und Quantifizierung der Haufffestigkeit der vorgeschlagenen Metallisierungsschichtfolge wurden deshalb systematisch mechanische Scherfestigkeitsprüfungen durchgeführt. Im ersten Schritt wurde die Eignung der ausgewählten Resinatpasten als Startmetallisierung für galvanische Abscheidungsprozesse untersucht. Im zweiten Schritt wurden die Auswirkungen und Einflüsse der Cofire- oder Postfire-Prozessierung der Resinatpaste

auf ausgewählten Substratmaterialien detailliert betrachtet. Auf Grundlage dieser Datenbasis wurde die Eignung der ausgewählten Materialsysteme für Luft- und Raumfahrtanwendungen überprüft. Hierfür wurden entsprechend der ECSS-Norm Q-ST-70-38 alle Eignungsprüfungen durchgeführt.

Zur Bestimmung der mechanischen Scherfestigkeit wurden als Prüflinge jeweils 30 SMD-Bauelemente der Bauform 0402 [162] im Reflow-Verfahren aufgelötet und anschließend abgeschert. Entsprechend der RoHS-Richtlinie (*Restriction of (the use of certain) Hazardous Substances*) [163] fand hierbei das bleifreie SnAgCu-Lot (SAC) OM-338 der Firma Cookson Electronics Assembly Materials [164] Verwendung. Zur statistisch zuverlässigen Bestimmung der Scherfestigkeit wurden für jedes Metallisierungssystem jeweils 20 Bauelemente abgeschert. Hierfür wurde der Scher- und Pulltester 5600 der Firma Delvotec [165] mit dem Scherkopf SH-5000 verwendet. Während des zerstörenden Tests drückt ein Meißel in einer Scherhöhe von $50\text{ }\mu\text{m}$ mit einer Schergeschwindigkeit von $400\text{ }\mu\text{m/s}$ und kontinuierlich ansteigender Kraft seitlich gegen das Bauelement [89]. Die maximal aufgetretene Kraft und der Ausfallmechanismus wurden während der Untersuchungen dokumentiert.

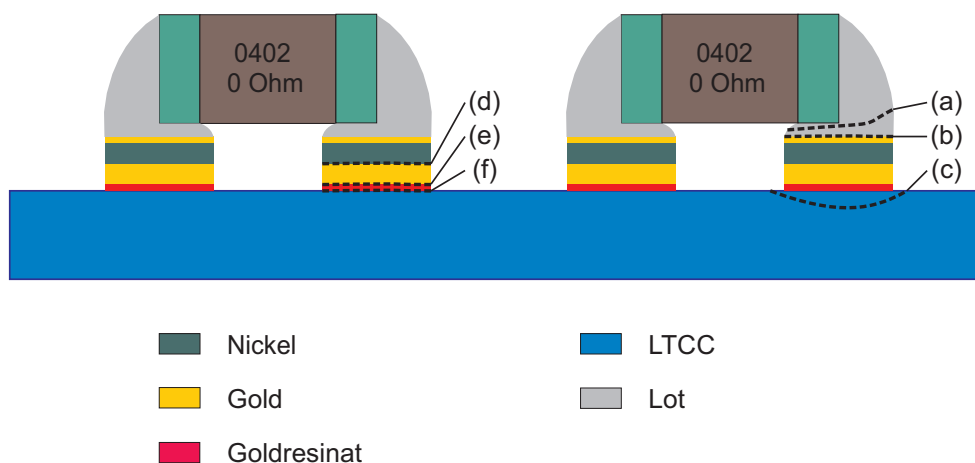


Abbildung 4.2: Schichtaufbau und mögliche Bruchpfade nach einem Abschertest: a) Bruch innerhalb der Lötstelle, b) gesamtes Lotvolumen wird vom Metallisierungspad abgehoben, c) Bruch innerhalb der Keramik, d) Bruch zwischen galvanisch abgeschiedenem Nickel und Gold, e) Bruch zwischen Resinatmetallisierung und galvanisch abgeschiedenem Gold, f) Bruch zwischen Resinatmetallisierung und Substrat

Gemäß MIL-Std-883 (Methode 2019.9) [166] darf die Scherfestigkeit von mindestens 300 g (300 cN) für diese Bauteilgröße nicht unterschritten werden. Dies ist notwendig um eine sichere Verbindung der Bauelemente zu gewährleisten. Unter Berücksichtigung von Sicherheitsfaktoren, basierend auf den Ergebnissen vorangegangener Untersuchungen, gelten Scherfestigkeiten im Bereich von 1000 bis 1500 cN als erstrebenswert und im Bereich oberhalb von 1500 cN als hervorragend. Scherfestigkeiten unterhalb 1000 cN werden hingegen als kritisch betrachtet [60]. Die Abbildung 4.2 zeigt im Überblick die lötbare Metallisierungsschichtfolge und typische Bruchpfade. Zur erfolgreichen Qualifizierung dürfen ausschließlich Brüche im Lotgefüge, am Bauelement, entlang der Padmetallisierung oder direkt in der Keramik auftreten 4.2 (a - c) [89]. Hingegen führen Fehler im Metallisierungssystem zu Brüchen und Ablösungen innerhalb des Löt pads (vgl. Abb. 4.2 (d - f)).

4.2.1 Auswahl der Startschichtmetallisierung

Zur Auswahl der geeigneten Startschichtmetallisierung wurden im ersten Schritt die Resinatpasten 8081-C [64] und GG 5566 10 [71] mit jeweils 10 % Metallgehalt bzw. die Paste RP 181208 [48] mit 15 % Metallgehalt untersucht (vgl. Tab. 4.3). Die Pasten wurden vollflächig im Cofire- bzw. Postfire-Verfahren auf das LTCC-Materialsystem DP 951 aufgebracht. Als lötbare Metallisierung wurde die beschriebene Gold-Nickel-Gold-Schichtfolge galvanisch abgeschieden. In den Ein-

Tabelle 4.3: Versuchsmatrix zur Auswahl der geeignetsten Resinatpaste als Startschichtmetallisierung

Probe Nr.	Substrat	Verarbeitung der Paste	Resinatpaste	Metallgehalt [%]	Galvanische Beschichtung
1	DP 951	Postfire	RP 181208	15	Au/Ni/Au
2	DP 951	Cofire	RP 181208	15	Au/Ni/Au
3	DP 951	Postfire	8081-C	10	Au/Ni/Au
4	DP 951	Cofire	8081-C	10	Au/Ni/Au
5	DP 951	Postfire	GG 5566 10	10	Au/Ni/Au
6	DP 951	Cofire	GG 5566 10	10	Au/Ni/Au

gangsuntersuchungen wurde die Lotpaste mittels Schablone und einem Handraketel aufgetragen, die Bauelemente manuell bestückt und anschließend im Reflow-Verfahren gelötet.

Zur Bestimmung der Scherfestigkeit wurden für jedes Metallisierungssystem jeweils 20 Bauelemente abgeschert. Die Abbildung 4.3 zeigt die erreichten Scherkräfte. Für alle Schichtsysteme wurden Mittelwerte über 1000 cN erzielt. Ein Versagen des Schichtsystems, insbesondere Haftfestigkeitsprobleme zwischen Resinatmetallisierung und Substrat, konnte nicht festgestellt werden. Im Rahmen der Untersuchung wurden ausschließlich die in Abbildung 4.2 (a - c) skizzierten typischen Schadensbilder beobachtet.

Insbesondere für die getesteten Schichtsysteme, die auf Resinatpasten mit nur 10 % Metallgehalt basieren, wurden in Abhängigkeit von der Cofire- oder Postfire-Prozessierung der Paste sehr große Differenzen und Schwankungen der Scherfestigkeit beobachtet. Diese Pasten bilden aufgrund des zu geringen Metallanteils keine homogene Goldstartschicht aus. Sie sind daher als Startmetallisierung für galvanische Schichtsysteme weniger geeignet als Resinatpasten mit 15 % Edelmetallgehalt. Für die weiterführenden Untersuchungen wurde deshalb die Resinatpaste RP 181208 mit 15 % Metallgehalt verwendet. Die sehr hohen Standardabweichungen von bis zu 550 cN sind hauptsächlich auf den Versatz der Bauelemente durch die manuelle Bestückung, und auf unterschiedliche Lotvolumen durch den manuellen Auftrag der Lotpaste zurückzuführen.

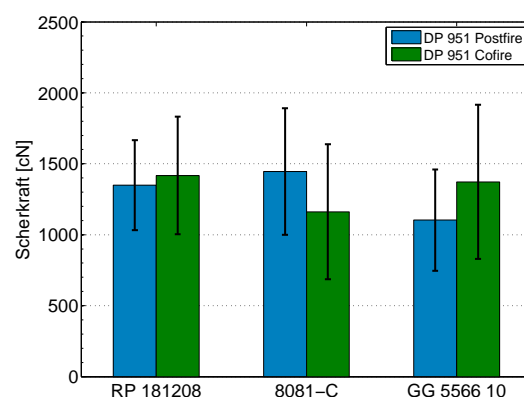


Abbildung 4.3: Einfluss der Startschichtmetallisierung auf die Scherfestigkeit des lötbaren Schichtsystems

Um diese Fehlerquellen auszuschließen wurden die nachfolgenden Substrate vom „CiS Forschungsinstitut für Mikrosensorik und Photovoltaik GmbH“ durch qualifizierte Prozesse automatisch bestückt und anschließend im Reflow-Verfahren gelötet.

4.2.2 Einfluss der Cofire- oder Postfire-Prozessierung der Resinatpaste auf die Haftfestigkeit des Schichtsystems

Um zuverlässige Aussagen über den Einfluss des Verarbeitungsverfahrens der Resinatpaste auf die Haftfestigkeit des lötbaren Schichtsystems ableiten zu können, wurde die ausgewählte Startschichtmetallisierung (RP 181208) vollflächig im Cofire- und Postfire-Verfahren auf die LTCC-Materialsysteme DP 951, DP 9K7, CT 707 bleifrei und CT 700 aufgebracht (vgl. Tab. 4.4).

Wie im Abschnitt 2.3.2.2 gezeigt, können sich Resinatmetallisierungen die im Cofire-Verfahren auf PMMA basierenden LTCC-Materialien gedruckt wurden,

Tabelle 4.4: Versuchsmatrix zur Bestimmung des Einflusses der Cofire- oder Postfire-Prozessierung der Resinatpaste auf ausgewählten Substratmaterialien

Probe Nr.	Substrat	Verarbeitung der Paste	Paste	Galvanische Beschichtung
1	DP 951	Postfire	RP 181208	Au/Ni/Au
2	DP 951	Cofire	RP 181208	Au/Ni/Au
3	CT 707 bf	Postfire	RP 181208	Au/Ni/Au
4	CT 707 bf	Cofire	RP 181208	Au/Ni/Au
5	CT 700	Postfire	RP 181208	Au/Ni/Au
6	CT 700	Cofire	RP 181208	Au/Ni/Au
7	DP 9K7	Postfire	RP 181208	Au/Ni/Au
8	Al ₂ O ₃	Postfire	RP 181208	Au/Ni/Au
9	DP 951	Postfire	DP 6143	–
10	Al ₂ O ₃	Postfire	QM21	–
11	AlN	Postfire	RP 181208	Au/Ni/Au
12	DP 951	Postfire (2x)	RP 181208	Au/Ni/Au

während der Sinterung in den Randbereichen leicht abrollen. Für die Haftfestigkeitsuntersuchungen konnte nur für das LTCC-Materialsystem DP 951 eine vollflächige galvanische Startmetallisierung realisiert werden. Das DP 9K7-System ist für vollflächige Schichten im Cofire-Verfahren ungeeignet.

Neben den LTCC-Materialsystemen wurde zusätzlich die Haftfestigkeit der Metallisierungsschicht auf einer Aluminiumoxid-Keramik (Al_2O_3) und auf einer Aluminiumnitrid-Keramik (AlN) untersucht. Zum Vergleich und zur Einordnung der Ergebnisse wurden ebenfalls eine Aluminiumoxid-Keramik mit der lötbaren Silber-Palladium Dickschichtpaste QM21, und ein DP 951-Substrat mit der Silber-Palladium-Dickschichtpaste DP 6143 in die Untersuchungen einbezogen.

Im Abschnitt 3.1.3.1 wurde mit Hilfe von Röntgenbeugungsmethoden gezeigt, dass weitere Hochtemperaturprozesse keine größeren Eigenspannungen in den galvanisch abgeschiedenen Goldschichten verursachen. Um insbesondere den Haftungsmechanismus zum Substrat zu überprüfen, wurde im ersten Schritt die galvanisch abgeschiedene Goldschicht einem weiteren Hochtemperaturprozess (Postfire-Zyklus bei maximal 850 °C) unterzogen. Im zweiten Schritt wurde nach einer erneuten fotolithografischen Strukturierung die Nickel-Sperrschicht galvanisch abgeschieden (vgl. Tab. 4.4, Probe Nr. 12).

Die Abbildungen 4.4 zeigen die erreichten Scherkräfte auf den untersuchten Substratmaterialien in Abhängigkeit von der Verarbeitung der Resinatpaste.

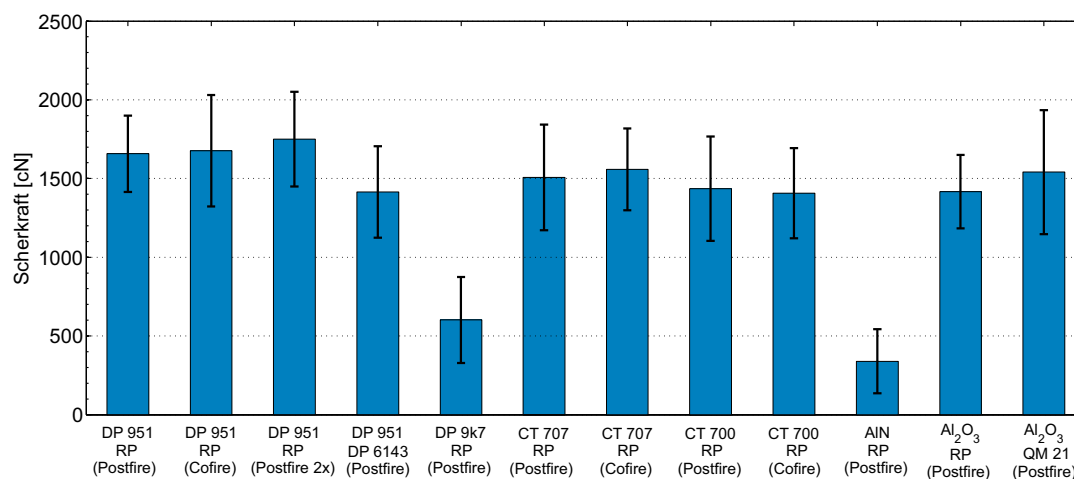


Abbildung 4.4: Einfluss der Cofire- oder Postfire-Prozessierung der Resinatpaste RP 181208 auf die Haftfestigkeit des lötbaren Schichtsystems

Durch die automatische Bestückung liegen die erreichten Scherkräfte für die untersuchten Substratmaterialien im Durchschnitt über 1500 cN. Signifikante Haftfestigkeitsunterschiede zwischen Cofire- und Postfire-Prozessierung der Resinatpaste zeigten sich nicht mehr. Auch für das Materialsystem DP 951 konnten im Cofire-Verfahren haftfeste Resinatmetallisierungen erfolgreich getestet werden. Die Standardabweichungen betragen im Durchschnitt nur 275 cN.

Lediglich die Scherfestigkeitswerte des LTCC-Materialsystems DP 9K7 mit 600 cN und die Aluminiumnitrid-Keramik mit 340 cN sind unzulässig (vgl. Abb. 4.4). Die Schertests der Aluminiumnitrid-Keramik zeigten ausschließlich ein Versagen der Haftung zwischen Resinatmetallisierung und Substrat (vgl. Abb. 4.2 (f)). Die auf oxidischer Bindung basierenden Haftvermittler der Resinatpaste (vgl. Abs. 2.1.3) können mit dem natürlichen Oxid der Aluminiumnitrid-Keramik nur eine sehr schwache Bindung eingehen. Dieses Substratmaterial ist deshalb für diese Resinatpasten ungeeignet. Ursächlich für die schlechten Scherfestigkeitswerte des LTCC-Materials DP 9K7 sind ausschließlich Haftungsprobleme zwischen der Resinatmetallisierung und der galvanisch abgeschiedenen Goldschicht (vgl. Abb. 4.2 (e)). Die schlechte Haftung der galvanisch aufgetragenen Goldschicht ist auf die Verglasungen der Resinatmetallschicht zurückzuführen. Anhand von anschließenden Schliffbild- und REM-Untersuchungen wird die Ablösung der galvanischen Schichten sehr deutlich sichtbar (vgl. Abs. 4.2.3.5).

Für alle anderen getesteten Substratmaterialien konnte kein Versagen des Metallisierungsschichtsystems beobachtet werden. Es zeigten sich ausschließlich die in Abbildung 4.2 (a - c) skizzierten Fehler. Die Scherfestigkeitswerte der Silber-Palladium Dickschichtmetallisierungen entsprechen mit ca. 1500 cN dem Niveau vergleichbarer Untersuchungen [60, 167].

4.2.3 Durchführung und Auswertung der Eignungsprüfungen

Zur Qualifizierung des vorgestellten lötbaren Metallisierungssystems wurden alle geforderten Eignungsprüfungen für Luft- und Raumfahrtanwendungen entsprechend der ECSS-Norm Q-ST-70-38 durchgeführt (vgl. Abb. 4.1). Gemäß Prüfvorschrift wurden die Prüflinge einer Schwingungsprüfung (vgl. Abs. 4.1.1.1) und anschließend der Temperaturwechselprüfung (vgl. Abs. 4.1.1.2) unterzogen.

4.2.3.1 Versuchsaufbau

Als Versuchsplattform wurde in Anlehnung an die KERAMIS-Technologie [3] eine Aluminiumträgerplatte im Europakarten-Format (100 mm x 160 mm) mit einer Materialstärke von 2 mm verwendet. Auf diese Aluminiumplatte wurde eine Polymer-Leiterplatte aus RT/duroid® 6002 der Firma Rogers [168] als Zwischenlage aufgebracht, worauf anschließend die Prüflinge geklebt wurden (vgl. Tab. 4.4 und Abb. 4.5). Die Zwischenlage wirkt einerseits als erschütterungs-dämpfender mechanischer Träger für die LTCC-Module und kann andererseits als Verdrahtungsträger die erforderlichen elektrischen Verbindungen zwischen den LTCC-Modulen herstellen [6]. Als Kleber wurde jeweils ein 76 µm dicker Ablefim 5025 der Firma Henkel [169] verwendet.

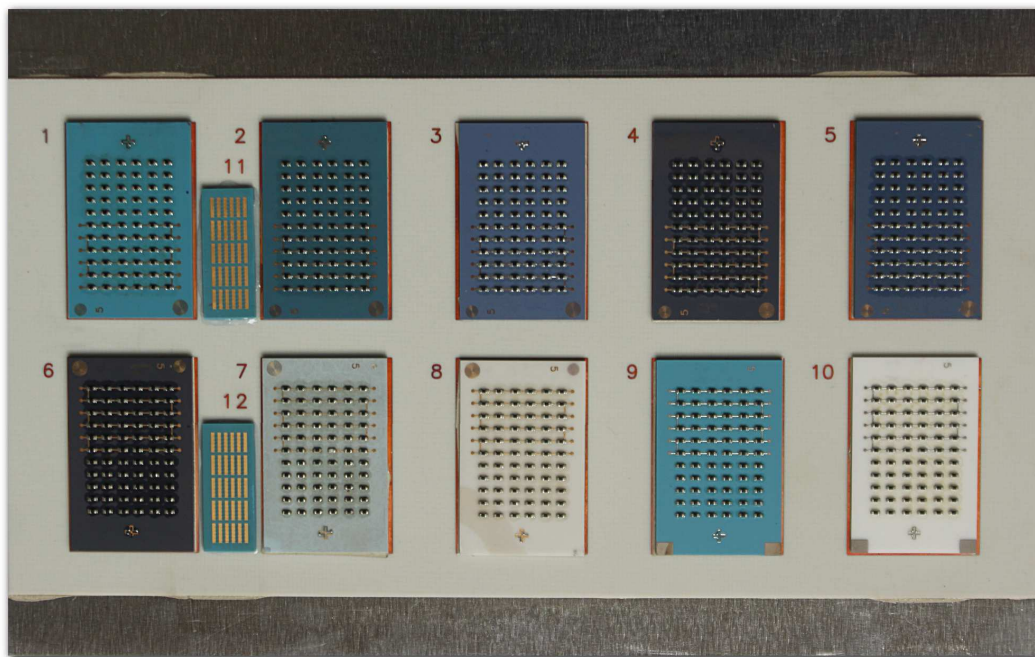


Abbildung 4.5: Qualifikationsleiterkarte mit Testmodulen zur Qualifizierung von Lötverbindungen: 1) DP 951 & RP (Postfire), 2) DP 951 & RP (Cofire), 3) CT 707 bf & RP (Postfire), 4) CT 707 bf & RP (Cofire), 5) CT 700 & RP (Postfire), 6) CT 700 & RP (Cofire), 7) DP 9K7 & RP (Postfire), 8) Al₂O₃ & RP (Postfire), 9) DP 951 & DP 6143 (Postfire), 10) Al₂O₃ & QM21 (Postfire), Testmodule zur Qualifizierung von Bondverbindungen: 11, 12) DP 951 & RP (Postfire)

4.2.3.2 Schwingungsprüfung

Zum Nachweis der mechanischen Stabilität wurde gemäß Qualifikationsrichtlinien die Schwingungsprüfung mit den verschiedenen Belastungsarten in x-, y- und z-Richtung (vgl. Tab. 4.2) durchgeführt. Das Verhalten der Trägerplatte wurde während der Prüfung mit einem Beschleunigungssensor überwacht. Die Abbildungen 4.6 und 4.7 zeigen exemplarisch die Beschleunigungswerte für die Z-Achse bei Sinus- und Rauschbelastung sowie die Ergebnisse des Resonanztests. Der Resonanztest zeigt Überhöhungen bei Frequenzen von 949 Hz, 1336 Hz, 1564 Hz, 1776 Hz und 1928 Hz in z-Richtung. Nach der Sinus- und Rauschbelastung zeigte der erneute Resonanztest nur geringfügige Verschiebungen und keine weiteren Überhöhungen der Resonanzfrequenzen. Es wurden Überhöhungen bei 947 Hz, 1334 Hz, 1566 Hz, 1787 Hz und 1931 Hz ermittelt. Die Werte liegen alle deutlich unter dem geforderten Grenzwert von 5 % [156]. Für die anderen Raumrichtungen konnte ebenfalls keine Änderung im Resonanzverhalten beobachtet werden. Die gesamte Schwingungsprüfung verursachte somit keine nachweisbaren Beschädigungen.

Die Abbildung 4.7 (rechts) zeigt den Versuchsaufbau während der Schwingungsprüfung. In Anlehnung an die bewährte Montagetechnik von Trägerplatten im Projekt KERAMIS [3, 6] erfolgte die Befestigung der Trägerplatte auf dem Schwingungsprüfer mit Hilfe von Führungsnuten und Klemmverbindern, sogenannten Wedge-Loks [170]. Aufgrund der großen Auflagefläche führt diese

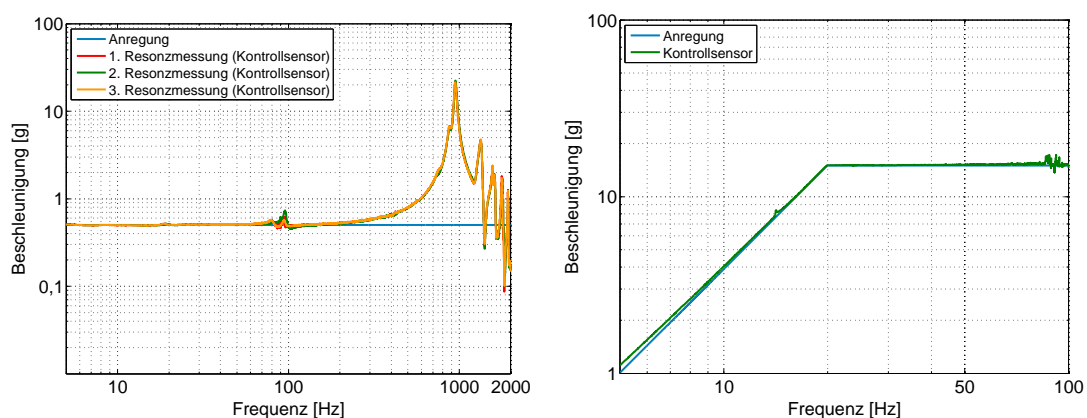


Abbildung 4.6: Auswertung der Schwingungsprüfung in z-Richtung: links) Resonanztest; rechts) Sinustest

Befestigungstechnik zu geringen thermischen Übergangswiderständen und bietet, verglichen mit Schraubverbindungen, eine gute Stabilität bei mechanischen Beanspruchungen.

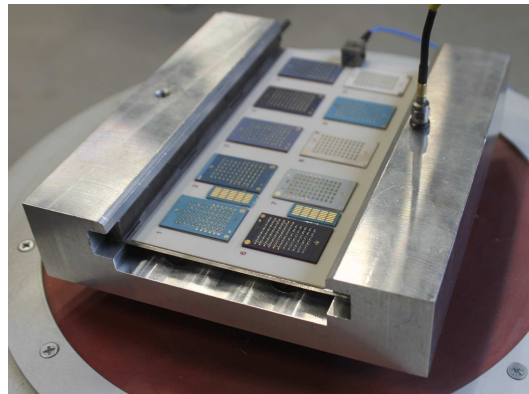
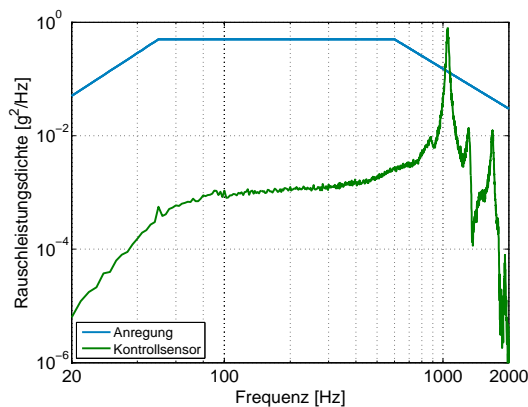


Abbildung 4.7: Auswertung der Schwingungsprüfung in z-Richtung: links) Rauschtest; rechts) Versuchsaufbau während der Schwingungsprüfung

4.2.3.3 Mechanische Scherfestigkeit

Die Abbildung 4.8 zeigt im Vergleich die gemessenen Scherfestigkeitswerte zwischen den Bauteilen nach der Lötmontage und nach der Schwingungsprüfung. Für alle untersuchten Materialsysteme konnte keine signifikante Verschlechterung

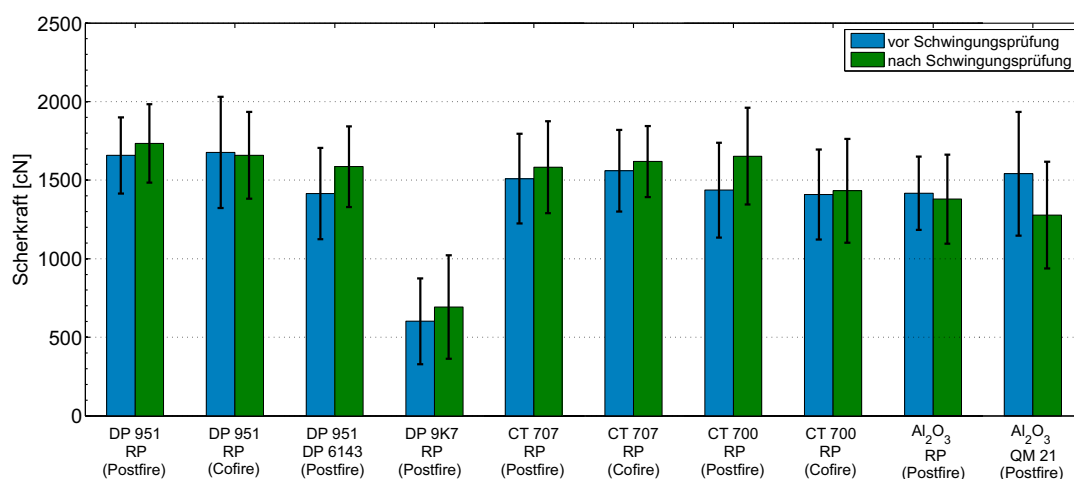


Abbildung 4.8: Auswirkungen der Schwingungsprüfung auf die Scherfestigkeit

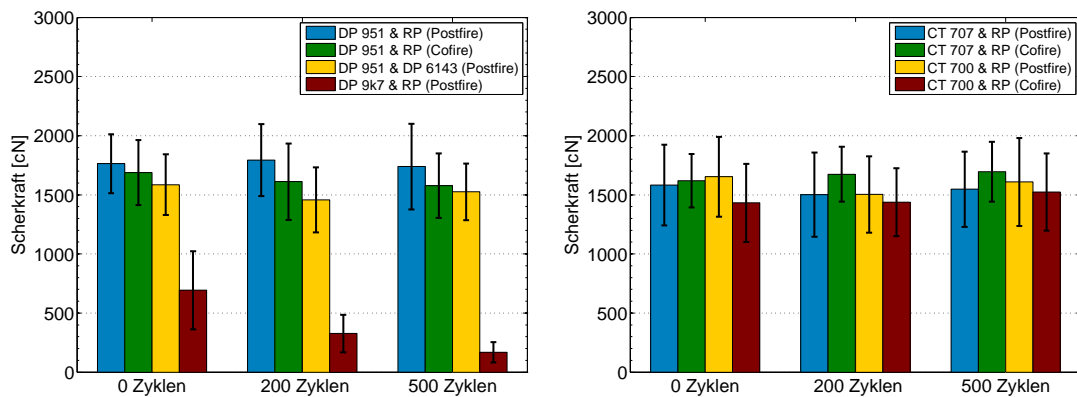


Abbildung 4.9: Auswertung der Scherfestigkeitsuntersuchungen nach der Schwingungs- und Temperaturwechselprüfung

Die Abbildungen 4.9 und 4.10 zeigen die Scherfestigkeitswerte nach der erfolgreichen Schwingungsprüfung und nach jeweils 200 bzw. 500 Temperaturwechselzyklen (vgl. Abs. 4.1.1.2). Nur das LTCC-Materialsystem DP 9K7 zeigte mit 693 cN unzureichende mittlere Scherfestigkeitswerte. Bereits nach 200 Temperaturwechselzyklen sank die mittlere Scherfestigkeit auf 330 cN und nach weiteren 300 Zyklen konnten nur noch 170 cN gemessen werden. Bedingt durch die Verglasung der Resinatpaste wurden ausschließlich Haftungsprobleme zwischen Resinatmetallisierung und galvanisch abgeschiedener Goldschicht festgestellt (vgl. Abb.4.2 (e)). Das LTCC-

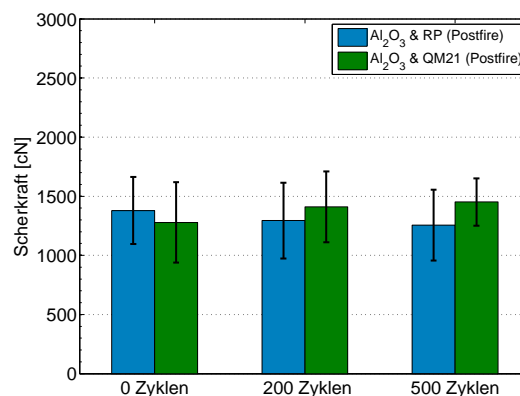


Abbildung 4.10: Auswertung der Scherfestigkeitsuntersuchungen nach der Schwingungs- und Temperaturwechselprüfung

Materialsystem DP 9K7 ist daher für das vorgeschlagene lötbare Schichtsystem ungeeignet. Insbesondere die Kombination von Schwingungsbeanspruchung und Temperaturwechselzyklen führen sehr schnell zum Versagen des Schichtsystems (vgl. Abs. 4.2.3.5).

Für alle anderen getesteten Substratmaterialien konnten nach der Schwingungsprüfung und den Temperaturwechselzyklen kein Versagen des Metallisierungsschichtsystems verzeichnet werden. Es wurden ausschließlich die in Abbildung 4.2 (a - c) skizzierten Fehler beobachtet.

4.2.3.4 Elektrische Charakterisierung

Gemäß ECSS-Norm (vgl. Abb. 4.1) muss nach jeder Eignungsprüfung die elektrische Funktionalität nachgewiesen werden. Um eventuelle Beschädigungen oder Ausfälle frühzeitig detektieren zu können, wurde während der Temperaturwechselprüfung in der Klimakammer eine elektrische Durchgangsprüfung durchgeführt. Hierfür wurde der elektrische Serienwiderstand einer Daisy-Chain-Struktur mit insgesamt 36 Bauelementen mit einer 1 Hz-Abtastrate kontinuierlich überwacht (vgl. Abb. 4.5). Die Abbildung 4.11 zeigt die Temperatur und die Verläufe der Durchgangswiderstände der untersuchten Materialsysteme während der Temperaturwechselprüfung. Zwischen dem ersten und dem fünfhundersten Temperaturwechselzyklus konnte keine Veränderung des Durchgangswiderstandes beobachtet werden.

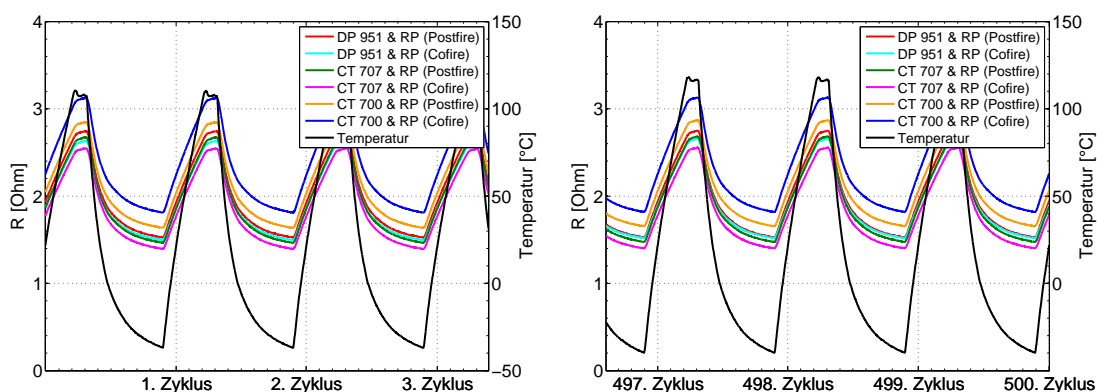


Abbildung 4.11: Elektrische Charakterisierung des Durchgangswiderstandes während der Temperaturwechselprüfung

4.2.3.5 Inspektion von Schliffbildern

Zur detaillierten Bewertung der Lötverbindungen wurden gemäß ECSS-Norm (vgl. Abb.4.1) Schliffbilder untersucht. Zur Zielpräparation der Anschliffe wurden verschiedene Diamantschleifscheiben mit stufenweise kleiner werdenden Korngrößen verwendet. Die abschließende Politur der Anschliffe erfolgte mit einer Diamant-Suspension mit $1\text{ }\mu\text{m}$ Korngröße und einer Aluminiumoxid Aufschläm-mung mit $0,05\text{ }\mu\text{m}$ Korngröße. Im letzten Schritt wurden die Schliffe für zwei Sekunden in einer Eisen(III)-chlorid-Lösung angeätzt [120, 167].

Der Fokus der Untersuchungen wurde auf das LTCC-Materialsystem DP 9K7 gelegt, um die bereits angesprochenen Ursachen für die sehr niedrigen Scherfestigkeitswerte näher zu analysieren (vgl. Abs. 4.2.2). Die Abbildung 4.13 (links) zeigt im Überblick ein Schliffbild des kompletten SMD-Bauelementes auf einem DP 9K7-Substrat mit 100-facher Vergrößerung. Die Abbildungen 4.13 (rechts) und 4.14 zeigen Detailaufnahmen des vorgestellten lötbaren Schichtsystems und die Lötverbindung nach der Bestückung und nach 200 bzw. 500 Temperaturwechselzyklen mit 2.000-facher Vergrößerung.

Bereits nach der Bestückung sind deutlich Schichtfehler zu erkennen. Diese Fehler werden durch die Verglasung und die Versumpfung der Resinatmetallisierung durch die Erweichung der Gläser während der Sinterung verursacht. Diese Verglasungen der Resinatmetallisierung können in Größenordnungen bis $20\text{ }\mu\text{m}$ auf dem ganzen Substrat auftreten (vgl. Abb. 4.12). Sie werden während

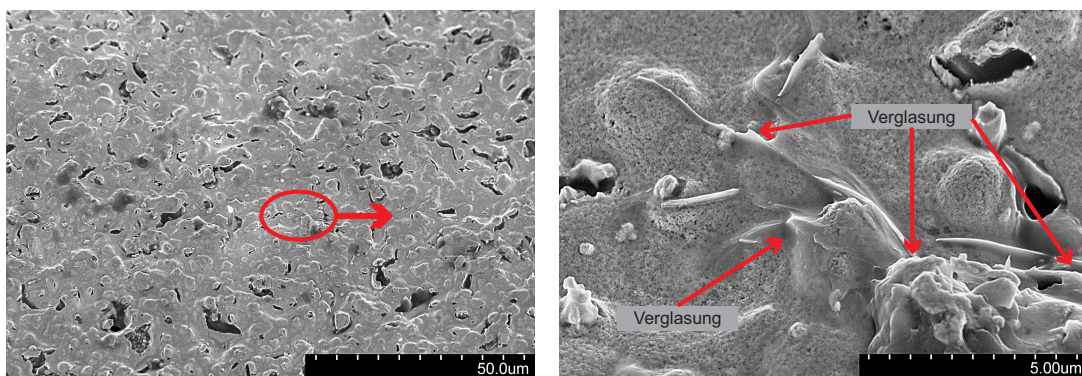


Abbildung 4.12: Verglasung der Resinatmetallisierung auf einem DP 9K7-Substrat: links) Übersichtsaufnahme mit 1.000-facher Vergrößerung; rechts) Detailaufnahme mit 10.000-facher Vergrößerung

der nachfolgenden galvanischen Abscheidung meist überwachsen, verhindern aber die Bildung einer homogenen und haftfesten Metallschicht. Die schlechte Haftung zwischen Resinatmetallisierung und den galvanisch abgeschiedenen Gold- und Nickelschichten führt letztendlich zur Ablösung der abgeschiedenen Metallschichten während der Scherfestigkeitsuntersuchung (vgl. Abb. 4.2 (e)). Insbesondere durch die Kombination von Schwingungs- und Temperaturwechselbelastungen werden diese Fehlstellen sehr schnell weiter aufgebrochen und führen zum Versagen des Schichtsystems (vgl. Abb. 4.14).

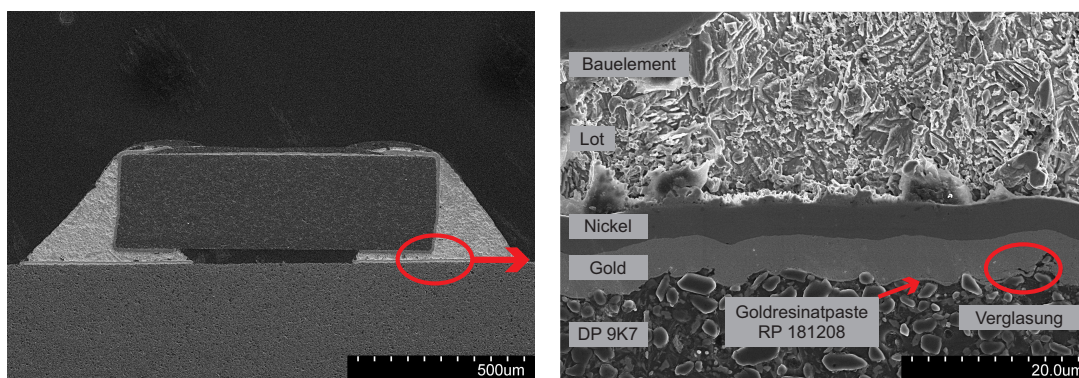


Abbildung 4.13: Schliffbilder eines DP 9K7-Substrates nach der Bestückung: links) Übersichtsaufnahme mit 100-facher Vergrößerung; rechts) Detailaufnahme mit 2.000-facher Vergrößerung

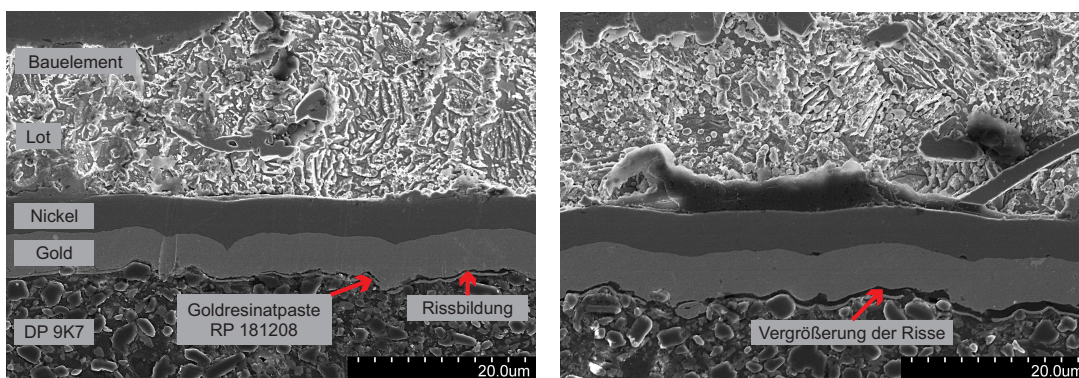


Abbildung 4.14: Schliffbilder eines DP 9K7-Substrates mit 2.000-facher Vergrößerung: links) nach 200 Temperaturwechselzyklen; rechts) nach 500 Temperaturwechselzyklen

Neben der schlechten Haftung der galvanischen Schichten führt die Verglasung zur schlechten Rückätzbarkeit der Startmetallisierung. Deshalb ist die Verwendung von Resinatpasten auf dem Materialsystem DP 9K7 auch im Postfire-Verfahren nicht zu empfehlen.

Die Abbildung 4.15 zeigt exemplarisch die Schliffbilder der untersuchten Lötverbindungen auf dem LTCC-Materialsystem DP 951 nach der Bestückung (links) und nach insgesamt 500 Temperaturwechselzyklen (rechts) mit 1.000-facher Vergrößerung. Nach allen zur Qualifizierung vorgeschriebenen Eignungsprüfungen konnte kein Versagen des vorgestellten lötbaren Schichtsystems beobachtet werden.

Zusammenfassend ist festzustellen, dass die Resinatpaste RP 181208 mit 15 % Goldgehalt als Startschichtmetallisierung für galvanische Abscheideprozesse auf Aluminiumoxid-Keramiken und den untersuchten LTCC-Materialsystemen DP 951, CT 707 bleifrei und CT 700 zu empfehlen ist. Die Resinatpaste kann hierfür sowohl im Cofire- als auch im Postfire-Verfahren aufgebracht werden.

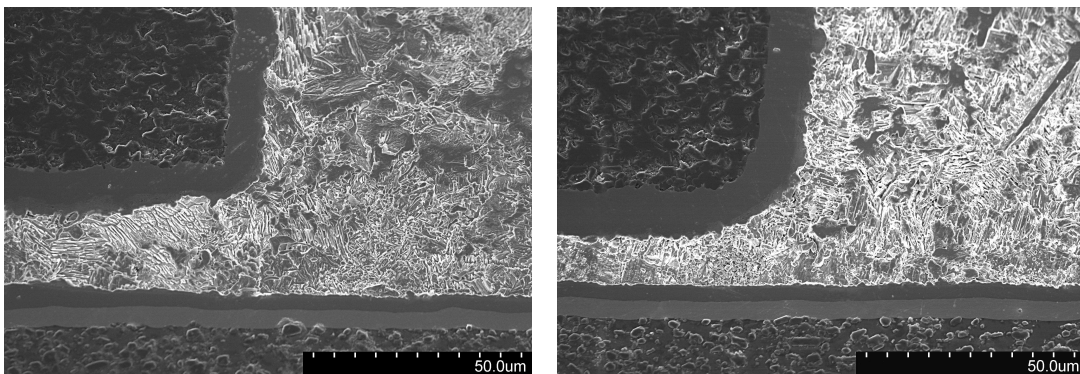


Abbildung 4.15: Schliffbilder eines DP 951-Substrates mit 1.000-facher Vergrößerung: links) nach der Bestückung; rechts) nach 500 Temperaturwechselzyklen

4.3 Drahtbondverbindungen

Das Drahtbonds ist nach wie vor das wichtigste Verfahren zur elektrischen Kontaktierung von Halbleitern. Die Grundlage für zuverlässige Drahtbondverbindungen bilden bondbare Metallisierungen. Die untersuchten Resinatmetallisierungen sind aufgrund der geringen Schichtdicke nicht bondbar. Ab einer Mindestschichtdicke von $3\mu\text{m}$ und einer sehr dicht deckenden Schicht werden sie in der Literatur als „bedingt bondbar“ bezeichnet [38]. Diese Schichtdicken sind mit den vorgestellten Resinatpasten und Verarbeitungstechnologien nicht wirtschaftlich herstellbar (vgl. Abs. 2.1 und 2.2). Galvanisch abgeschiedene Goldschichten sind hingegen sehr gut als Metallisierungsschicht für Bondpads geeignet.

In diesem Abschnitt werden die im Thermosonic-Ball-Wedge-Verfahren [38, 89] hergestellten Drahtbondverbindungen den Eignungsprüfungen zur Qualifizierung für Luft- und Raumfahrtanwendungen, gemäß ECSS-Norm (vgl. Abb. 4.1), unterzogen. Für die Herstellung der Drahtbondkontakte wurde der halbautomatische Thermosonic-Drahtbonder 5610 der Firma Delvotec [171] mit der Kapillare UTS-38HH-CM-1/16-16MM der Firma Small Precision Tools [172] und der Goldbonddraht HD5 mit einem Durchmesser von $25\mu\text{m}$ der Firma Heraeus [173] verwendet. Die Reißlast des Drahtes beträgt laut Datenblatt mindestens 9 cN.

Zur Charakterisierung von Drahtbondverbindungen sind zerstörende mechanische Zug- und Scherprüfungen (engl. *Pull & Shear Test*) am weitesten verbreitet [89]. Für die mechanischen Festigkeitsprüfungen wurde wiederum der Scher- und Pulltester 5600 der Firma Delvotec [165] mit dem Scherprüfkopf SH-500 bzw. Zugprüfkopf PH-1000 verwendet. Während der Zugprüfung zieht ein Haken mit einer Geschwindigkeit von $200\mu\text{m/s}$ mittig unter der Drahtbrücke mit kontinuierlich steigender Kraft bis zum Abriss. Gemäß MIL-Std-883 (Methode 2011.9) [166] darf für Golddrähte mit $25\mu\text{m}$ Durchmesser die Mindestfestigkeit von 3,0 cN nicht unterschritten werden. Der Deutsche Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V. (DVS) gibt im DVS-Merkblatt 2811 [174] für diese Drähte Mindestabreißkräfte von 4,0 cN an, wobei der Mittelwert 50 % der Reißlast des Drahtes im unverformten Zustand nicht unterschreiten darf. Außerdem dürfen keine kompletten Bondabhebungen bei der Zugprüfung auftreten. Zugprüfungen werden daher meist zur Festigkeitsüberprüfung des Wedgebondkontaktes eingesetzt. Bei optimalem Wedgekontakt reißt der Draht meist direkt über dem

Ballbondkontakt, weil das Gefüge des Bonddrahtes durch den Abflammprozess geschwächt wird [175]. Die Scherprüfung ist hingegen vorwiegend ein Verfahren zur Prüfung der Haftfestigkeit des Ballbondkontaktes. Während der Messung drückt ein Schermeißel mit einer Geschwindigkeit von $100 \mu\text{m/s}$ und einer Scherhöhe von $8 \mu\text{m}$ ($1/3$ des Drahtdurchmessers) mit kontinuierlich ansteigender Kraft bis zum Versagen gegen den Ballbond. Gemäß DVS-Merkblatt [174] müssen für Ballbonddurchmesser von $50 \mu\text{m}$ bis $75 \mu\text{m}$ Scherkräfte zwischen 15 cN und 30 cN erreicht werden. Unter Laborbedingungen müssen mindestens 80 % des Ballbondmaterials nach dem Schertest auf der Scherfläche zurück bleiben.

4.3.1 Optimierung der Bondparameter

Um hohe Zuverlässigkeiten und maximale Scherfestigkeiten zu erzielen, müssen für jedes Substratmaterial, Metallisierungssystem und jeden Bonddraht die Prozessparameter für den Ballbond- und Wedgebondkontakt überprüft und gegebenenfalls optimiert werden. Um die optimalen Bondparameter zu finden, liefert die statistische Versuchsplanung (engl. *Design of Experiments*, DoE) sehr effiziente Hilfsmittel zur Versuchsvorbereitung, Durchführung und Auswertung für hochvermengte Matrixexperimente [176].

Ausgangspunkt der Optimierungsuntersuchungen für den Ballbondkontakt bilden die Standardbondparameter für Goldschichtsysteme, wie Bondtemperatur = 130°C , Bondzeit = 80 ms, Ultraschallleistung = 80 digit und Bondkraft = 30 cN. Basierend auf Vorversuchen wurden für die vier Parameter (Faktoren) symmetrisch folgende drei Parameterstufen ausgewählt:

- Bondtemperatur: 110, 130 und 150°C
- Bondzeit: 60, 80 und 100 ms
- Ultraschallleistung: 60, 80 und 100 digit
- Bondkraft: 25, 30 und 35 cN

Tabelle 4.5: Planmatrix für die Ballbondoptimierung

Experiment Nr.	Bondtemperatur [°C]	Bondzeit [ms]	Ultraschallleistung [digit]	Bondkraft [cN]
1	110	60	60	25
2	110	80	80	30
3	110	100	100	35
4	130	60	80	35
5	130	80	100	25
6	130	100	60	30
7	150	60	100	30
8	150	80	60	35
9	150	100	80	25

Für einen vollfaktoriellen Versuchsplan sind zur Lösung der Optimierungsaufgabe $3^4 = 81$ Versuchsdurchläufe erforderlich. Zur effizienten Lösung des Matrixexperimentes wurde mit Hilfe der Taguchi-Methodik [176, 177] für die vier Faktoren und drei Parameterstufen ein L_9 (3^4)-Versuchsplan mit neun Versuchsdurchläufen erstellt (vgl. Tab. 4.5). In jedem der neun Experimente wurde jeweils die Scherfestigkeit von 30 Bonddrähten untersucht. Die Abbildung 4.16 zeigt die erzielten Ergebnisse und die Wirkung der Faktoren in einem Wechselwirkungsdiagramm. Alle vorgestellten Parameter haben einen signifikanten Einfluss auf die Scherfestigkeit. Für die Bondtemperatur konnte mit 130 °C ein Optimum ermittelt werden. Die Steigerung der Ultraschallleistung, Bondzeit und Bondkraft führt zur stetigen Erhöhung der Scherfestigkeit. Insbesondere die Steigerung der Bondkraft führt zu größeren Festigkeitswerten, weil der Ballkontakt breiter gedrückt wird und somit die Kontaktfläche zur Metallisierung steigt. Um den maximalen Ballbonddurchmesser von 75 μm nicht zu überschreiten, wurden folgende Bondparameter ausgewählt: Bondtemperatur = 130 °C, Bondzeit = 100 ms, Ultraschallleistung = 100 ms und Bondkraft = 30 cN.

Für den Wedgebondkontakt wurden die Standard-Bondparameter wie Bondtemperatur = 130 °C, Bondzeit = 80 ms, Ultraschallleistung = 80 digit und Bondkraft = 35 cN verwendet.

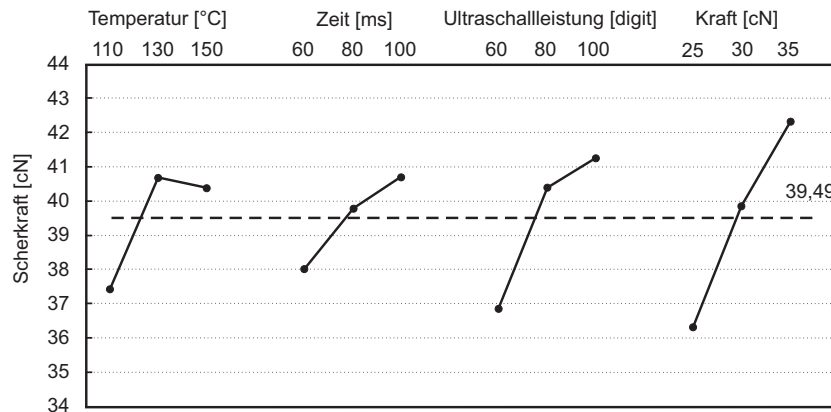


Abbildung 4.16: Wechselwirkungsdiagramm für die Ballbondoptimierung

4.3.2 Durchführung und Auswertung der Eignungsprüfungen

Parallel zur Qualifizierung der Lötmontage wurden die Drahtbondverbindungen den geforderten Eignungsprüfungen entsprechend der ECSS-Norm Q-ST-70-38 unterzogen. Die Prüflinge wurden der Schwingungsprüfung (vgl. Abs. 4.1.1.1) und anschließend der Temperaturwechselprüfung (vgl. Abs. 4.1.1.2) ausgesetzt.

4.3.2.1 Mechanische Scherfestigkeit

Zur Bestimmung der Zuverlässigkeit wurden an jeweils 30 Drahtbondverbindungen die vorgestellten Scher- und Zugprüfungen durchgeführt. Die Abbildung 4.17

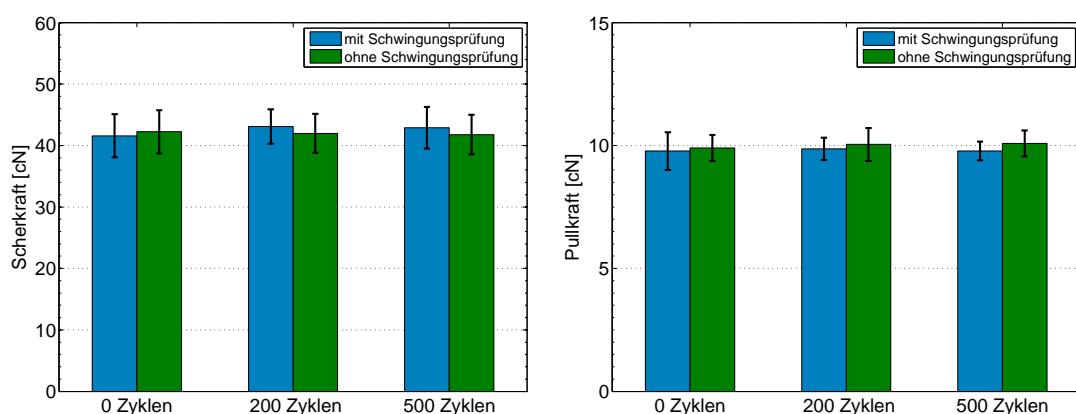


Abbildung 4.17: Auswertung der Scher- und Zugfestigkeitsuntersuchungen nach der Schwingungs- und Temperaturwechselprüfung

zeigt die Scher- (links) und die Zugfestigkeitsergebnisse (rechts) vor der Temperaturwechselprüfung bzw. nach 200 und 500 Temperaturwechselzyklen. Durch die vorgestellte Optimierung der Bondparameter konnten Scherfestigkeiten von ca. 42 cN und Zugfestigkeiten von ca. 10 cN gemessen werden. Die ermittelten Werte entsprechen den Anforderungen des DVS-Merkblattes. Vollständige Bondabhebungen oder Beschädigungen der galvanisch abgeschiedenen Goldschicht konnten nicht beobachtet werden. Die durchgeführten Schwingungsprüfungen wirken sich nicht auf die Scher- und Zugfestigkeitsergebnisse aus.

Die Abbildung 4.18 (links) zeigt ein typisches Fehlerbild nach der Zugprüfung. Es wurden ausschließlich Drahtrisse direkt über dem Ballbondkontakt beobachtet, weil der Bonddraht an dieser Stelle durch den Abflammprozess geringfügig geschwächt wurde. Die Abbildung 4.18 (rechts) zeigt die zurückgebliebenen Goldreste des Ballbondkontaktes nach der Scherprüfung. Entsprechend dem DVS-Merkblatt ist der Anteil des Bondmaterials, das nach dem Schertest auf der Scheroberfläche verblieb, größer als 80 %.

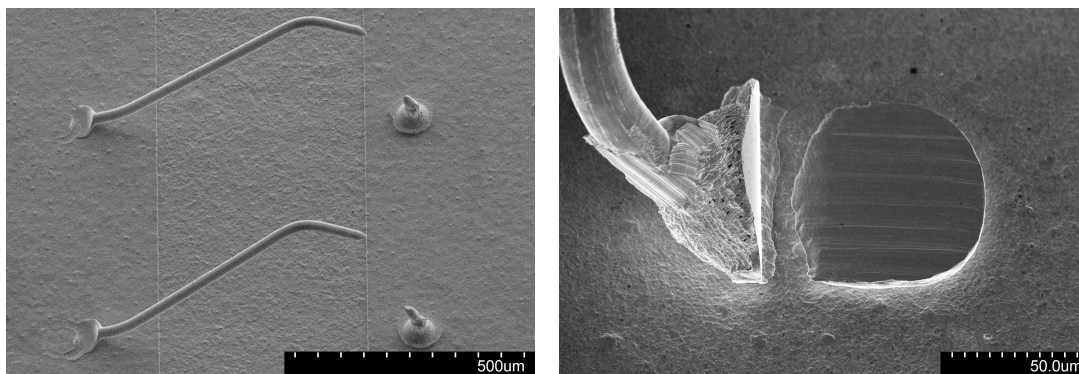


Abbildung 4.18: links) Typischer Drahtriss nach der Zugfestigkeitsuntersuchung; rechts) Typische Drahtrückstände nach der Scherfestigkeitsuntersuchung

4.3.2.2 Elektrische Charakterisierung

Gemäß ECSS-Norm (vgl. Abb. 4.1) wurde nach jeder Eignungsprüfung die elektrische Funktionalität überprüft. Besonders geeignet ist hierfür die Kontaktwiderstandsmessung, die bevorzugt für Zuverlässigkeitsuntersuchungen eingesetzt wird [174, 178]. Die Abbildung 4.19 (links) zeigt das Prinzip der elektrischen

Messung des Kontaktwiderstandes (R_K) eines Einzelbonds mittels Vier-Punkt-Methode. Der Wedgebondkontakt der zweiten Drahtbondbrücke muss sich direkt auf dem Ballbondkontakt der anderen Drahtbrücke befinden.

Steigende Kontaktwiderstände können mit der Bildung intermetallischer Phasen oder der Entstehung bzw. Ausbreitung von Mikrorissen und Poren in Verbindung gebracht werden [89, 175]. Gemäß DVS-Merkblatt sind maximal 100 mΩ zulässig. Die Abbildung 4.19 (rechts) zeigt die Ergebnisse der Kontaktwiderstandsmessung unmittelbar nach der Schwingungsprüfung und nach jeweils 200 bzw. 500 Temperaturwechselzyklen. Die dargestellten Mittelwerte und Standardabweichungen wurden aus insgesamt 25 Einzelbondmessungen berechnet. Über den gesamten Prüfzeitraum konnte keine signifikante Änderung der Widerstandswerte beobachtet werden.

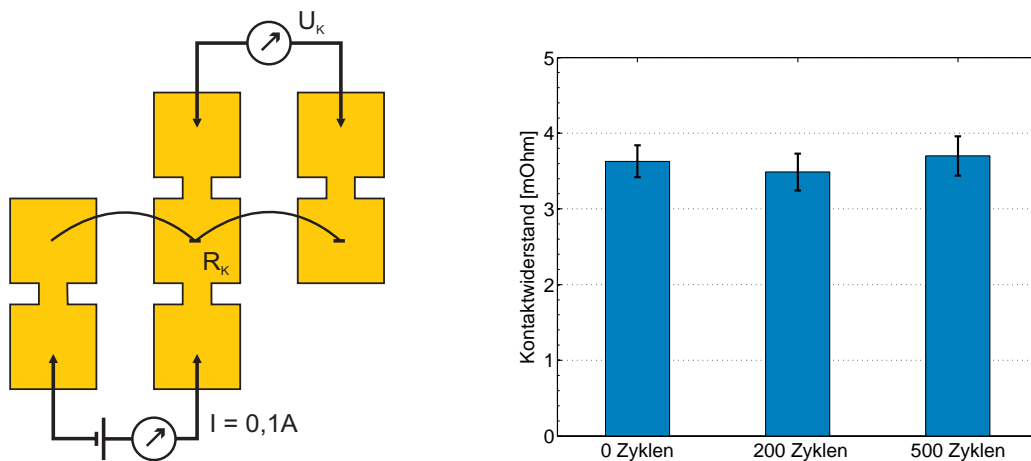


Abbildung 4.19: links) Messanordnung zur elektrischen Kontaktwiderstandsmessung an Einzelbonds [174]; rechts) Kontaktwiderstände nach der Temperaturwechselprüfung

4.3.2.3 Inspektion von Schliffbildern

Entsprechend ECSS-Norm (vgl. Abb.4.1) wurden zur detaillierten Charakterisierung der Drahtbondverbindungen Schliffbilder angefertigt und bewertet. Die Abbildung 4.20 zeigt exemplarisch ein Schliffbild eines Ballbondkontaktes nach der Schwingungsprüfung und insgesamt 500 Temperaturwechselzyklen mit 1.000-facher Vergrößerung. Nach dem Abschluß der vorgeschriebenen Eignungsprü-

fungen konnten keine Veränderungen im Kontaktbereich zwischen Bonddraht und Metallisierungsschicht beobachtet werden.

Zusammenfassend ist festzuhalten, dass auf Resinatmetallisierungen galvanisch abgeschiedene Weichgoldschichten ab einer Schichtdicke von 3 μm sehr gut und zuverlässig bondbar sind.

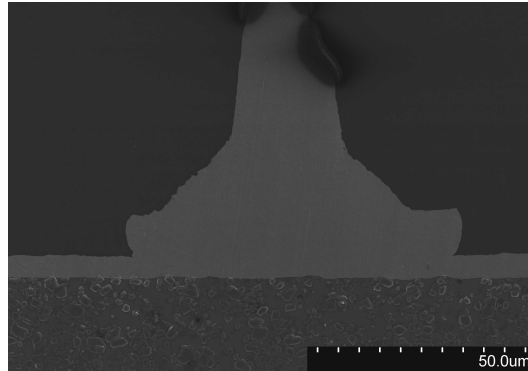


Abbildung 4.20: Schliffbild eines Ballbondkontaktes nach 500 Temperaturwechselzyklen mit 1.000-facher Vergrößerung

5 Zusammenfassung und Ausblick

Zur Vergoldung und Dekorierung von Porzellan, Keramik, Glas und Steingut werden seit Jahrhunderten dünne Goldschichten ($< 1 \mu\text{m}$) durch unterschiedliche Techniken und Materialien aufgebracht. Von besonderem Interesse sind die im 19. Jahrhundert entwickelten Glanzgoldpräparate, weil sie sofort nach dem Brennprozess einen elektrisch leitfähigen, glänzenden Metallfilm ausbilden. Für technische Anwendungen werden diese Präparate als metallorganische Resinatpasten, oder kurz als Resinatpasten, bezeichnet. Sie bestehen aus metallorganischen Edelmetallverbindungen (z.B. Gold, Silber, Platin), die in aromatischen Ölen gelöst sind. Goldhaltige Präparate sind am weitesten verbreitet. Erhältlich sind diese mit einem Metallgehalt zwischen 10 bis maximal 22 % und unterschiedlichen rheologischen Eigenschaften für verschiedenste Applikationsformen. Sie können mit Hilfe der kostengünstigen Siebdrucktechnologie wie klassische Dickschichtpasten aufgebracht werden. Nach der Sinterung bei ca. 850°C beträgt die Schichtdicke nur 100 nm bis $1 \mu\text{m}$. Diese kann neben dem Metallgehalt hauptsächlich durch die Siebgewebe, Siebdruckparameter und Anzahl der Druckschritte beeinflusst werden.

Im Kapitel 2 wurde im ersten Schritt die Prozessoptimierung für klassische Dickschichtmaterialien in den Mittelpunkt der Betrachtungen gestellt. Aufbauend auf diesen Untersuchungen wurden im zweiten Schritt die Verwendungsmöglichkeiten von Resinatpasten in der Mehrlagenkeramiktechnologie detailliert untersucht. Hierfür wurde die Zusammensetzung der fokussierten keramischen Foliensysteme betrachtet und die Kompatibilität der Sinterprozesse am Beispiel der Goldresinatpaste RP 181208 mit Hilfe von thermischen Analysen demonstriert. Für die LTCC-Materialsysteme, die auf einem PMMA-Bindersystem basieren (DP 951 und DP 9K7), konnte im Cofire-Verfahren keine zuverlässige Metallisierung hergestellt werden, weil rasche und energiereiche exotherme Zersetzungsreaktionen der Bindersysteme zur Abrollung der dünnen Goldschicht

führen können. Die untersuchten LTCC-Materialsysteme, die auf einem PVB-Bindersystem basieren (CT 700, CT 707 bleifrei und A6M), zeigten hingegen keine Abrolleffekte. Die exothermen Zersetzungsreaktionen des Binders finden über ein breites Temperaturspektrum statt. Zur Integration von Resinatpasten in das bestehende Dickschichtpastensystem wurden die Durchkontaktierungs- und Leitbahnübergänge zu Silber-Palladium- und Gold-Dickschichtpasten am Beispiel der Goldresinatpaste RP 181208 im Cofire- und Postfire-Verfahren experimentell untersucht. Die untersuchte Resinatpaste zeigte eine sehr gute Verträglichkeit mit den untersuchten Gold-Dickschichtpasten. Ein direkter Übergang zu einer Silber-Palladium-Metallisierung ist nicht möglich.

Die direkte Siebdruckstrukturierung ist auf festen Keramiken und grünen keramischen Folien aufgrund der rheologischen Eigenschaften der Resinatpaste auf ca. $100\text{ }\mu\text{m}$ begrenzt. Deshalb wurden im Kapitel 3 Feinstrukturierungskonzepte hinsichtlich der Eignung für Resinatpasten untersucht und weiterentwickelt. Im Subtraktivverfahren konnten die dünnen ausgebrannten Metallschichten durch Ätzen sehr fein strukturiert werden. Im Rahmen der Arbeit wurden minimale Strukturauflösungen von $3 \pm 1\text{ }\mu\text{m}$ auf freigesinterten und nicht polierten DP 951-Substraten am Beispiel der Goldresinatpaste RP 181208 realisiert. Die Auflösung wird hauptsächlich durch die Rauheit und die Welligkeit der Substrate limitiert. Für die fokussierten Hochfrequenzanwendungen ist die Verwendung einer vollflächig gedruckten Resinatschicht als Ausgangspunkt für einen galvanischen Schichtaufbau besonders interessant. Auf Grundlage des Semiadditivverfahrens konnten minimale Strukturauflösungen von $6 \pm 1\text{ }\mu\text{m}$ hergestellt werden. Die Leistungsfähigkeit der erarbeiteten Feinstrukturierungstechnologie wurde anhand von passiven Bauelementen, wie Spulen und Kondensatoren, eindrucksvoll demonstriert. Durch die höhere Strukturauflösung und präzise Kanten geometrie konnten Bauelemente mit erheblich kleineren Abmessungen, höheren Eigenresonanzfrequenzen und sehr hohen Güten realisiert werden. Zur Integration galvanisch abgeschiedener feinstrukturierter vollmetallischer Leiterzüge in LTCC-Module wurde die Tape-On-Substrate-Technologie in Verbindung mit einem druckunterstützten Sinterprozess weiterentwickelt. Durch dieses Verfahren werden die nasschemischen Prozesse der Resinattechnologie vollständig von der flexiblen und leichten Strukturierbarkeit der Grünfolien im ungebrannten Zustand entkoppelt.

Neben der Feinstrukturierbarkeit sind bondbare Metallschichtsysteme zur Kontaktierung von Halbleitern und lötbare Schichtsysteme zur Bestückung mit Bauelementen essenzielle Voraussetzung für die zukünftigen Einsatzmöglichkeiten der Resinattechnologie. Die untersuchten Resinatmetallisierungen sind nicht lötlbar. Deshalb wurde eine lötbare Schichtfolge auf Basis von goldhaltigen Resinatpasten entwickelt. Im Kapitel 4 wurde im ersten Schritt die Eignung von Resinatpasten als Startmetallisierung für eine lötbare Metallisierungsschichtfolge charakterisiert. Resinatpasten mit nur 10 % Metallgehalt können aufgrund des zu geringen Metallanteils keine geschlossene und homogene Goldstartschicht ausbilden. Als Startschicht sind deshalb Pasten mit mindestens 15 % Edelmetallgehalt zu empfehlen. Im Rahmen von Qualifizierungsuntersuchungen wurde im zweiten Schritt die Eignung der erarbeiteten Schichtfolge auf keramischen Substraten für Luft- und Raumfahrtanwendungen erfolgreich nachgewiesen. Die Resinatpaste RP 181208 mit 15 % Goldgehalt ist als Startschichtmetallisierung für galvanische Abscheideprozesse auf Aluminiumoxid-Keramiken und den untersuchten LTCC-Materialsystemen DP 951, CT 707 bleifrei und CT 700 zu empfehlen. Für LTCC-Materialien, die auf einem PVB-Bindersystem basieren, kann die Resinatpaste sowohl im Cofire- als auch im Postfire-Verfahren aufgebracht werden. Für das Materialsystem DP 951 ist nur die Postfire-Verarbeitung der Paste zu empfehlen. Das DP 9K7-System ist hingegen auch für die Postfire-Prozessierung der Resinatpaste ungeeignet.

In der vorgelegten Dissertation wurden systematisch Methoden zur Analyse der Integrationsmöglichkeiten von metallorganischen Resinatpasten in niedrigsinternde Mehrlagenkeramiksysteme präsentiert. Die Ergebnisse dieser Arbeit zeigen gleichzeitig Anknüpfungspunkte für weiterführende Forschungstätigkeiten auf. Zukünftiges Forschungspotential besteht hauptsächlich auf dem Gebiet der Resinatpastenentwicklung. An erster Stelle ist die Optimierung und Anpassung der Zusammensetzung der Silberresinatpaste für die Cofire-Verarbeitung zu nennen. Als weiterer Forschungsschwerpunkt sollte die Erhöhung der Integrationsdichte durch unterschiedliche Verfahren der Oberflächenmodifikation und die Verringerung der Via-Durchmesser betrachtet werden. Um weitere Anwendungsfelder für die erarbeitete Resinattechnologie zu eröffnen, können in zukünftigen Arbeiten die galvanische Abscheidung weiterer Materialsysteme, wie Kupfer oder Silber, in den Mittelpunkt gerückt werden. Besonders für Hochstromanwendun-

gen ist die Erhöhung der Stromtragfähigkeit durch die Abscheidung höherer Schichtdicken interessant. Um das Potential der vorgestellten Resinatechnologie in kundenspezifischen LTCC-Materialsystemen vollständig nutzen zu können, sollte die Kompatibilität der Bindersysteme bereits während der Entwicklung der keramischen Folien berücksichtigt werden.

Glossar

AVT	Aufbau- und Verbindungstechnik
CiS	Förderverein Centrum für intelligente Sensorik e.V.
cps	counts per second
CVD	Chemical Vapour Deposition
DIN	Deutsches Institut für Normung
DoE	Design of Experiments
DTA	Differenz-Thermo-Analyse
DVS	Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren e.V.
ECSS	European Corporation of Space Standardization
EDX	Energy Dispersive X-ray spectroscopy
FWHM	Full width at half maximum
GDOES	Glow Discharge Optical Emission Spectroscopy
HTCC	High Temperature Cofired Ceramics
JEDEC	Joint Electron Device Engineering Council
LIGA	Lithografie, Galvanik und Abformung
LTCC	Low Temperature Cofired Ceramics
MIL-STD	Military Standard
OOV	On-Orbit Verification
PCB	Printed Circuit Board
PAS	Pressure Assisted Sintering
PEB	Post Exposure Bake
PLAS	Pressure Less Assisted Sintering
PMMA	Polymethylmethacrylat
PVB	Polyvinylbutryral
PVD	Physical Vapour Deposition
SCS	Self Constrained Sintering
slm	Standard-Liter pro Minute

SMD	Surface-Mounted Device
SOLT	Short Open Load Thru
TCE	Thermal (bzw. Temperature) Coefficient of Expansion
TET	Technologieerprobungssträger
TGA	thermogravimetrische Analyse
TOS	Tape-On-Substrate
TRL	Thru-Reflect-Line
REACH	Registration, Evaluation, Authorisation and Restriction of Chemicals
REM	Rasterelektronenmikroskop
RFA	Röntgenfluoreszenzanalyse
RoHS	Restriction of (the use of certain) Hazardous Substances
UCS	Unconstrained Sintering
XRD	X-Ray Diffraction

Tabellenverzeichnis

2.1	Herstellerangaben ausgewählter Resinatpasten	13
2.2	Abhängigkeit der nassen Schichtdicken T_N von den Siebgewebe- parametern für Siebe ohne Beschichtung ($E = 0$) [73, 78]	19
2.3	Versuchsmatrix zur Optimierung der Siebdruckparameter für Re- sinatpasten	21
2.4	Herstellerangaben ausgewählter LTCC-Materialsysteme	30
2.5	Versuchsmatrix zur Erprobung der Leitbahn- und Durchkontak- tierungsübergänge zwischen Resinat-Dickschichtmetallisierungen im Cofire-Verfahren	43
2.6	Versuchsmatrix zur Erprobung der Leitbahn- und Durchkontak- tierungsübergänge zwischen Resinat-Dickschichtmetallisierungen im Postfire-Verfahren	48
3.1	Auswirkungen weiterer Hochtemperaturprozesse auf die inneren Spannungen von galvanisch abgeschiedenen Goldschichten und die spezifische elektrische Leitfähigkeit	65
4.1	Normen und Richtlinien zur Durchführung von Zuverlässigkeits- untersuchungen zur Verifizierung und Qualifizierung der Aufbau- und Verbindungstechnik	90
4.2	Testbedingungen und Ablauf der Schwingungsprüfung für jede Raumrichtung [158, 159]	93
4.3	Versuchsmatrix zur Auswahl der geeignetsten Resinatpaste als Startschichtmetallisierung	96
4.4	Versuchsmatrix zur Bestimmung des Einflusses der Cofire- oder Postfire-Prozessierung der Resinatpaste auf ausgewählten Sub- stratmaterialien	98
4.5	Planmatrix für die Ballbondoptimierung	111

Abbildungsverzeichnis

1.1	Überblick über Schichterzeugungs- und Strukturierungsverfahren [8, 9, 10]	3
1.2	Moiré-Effekt: links) Edelstahlsiebgewebe: 400 mesh, Fadendurchmesser: 18 μm , Siebbespannungswinkel: 22,5° (VA 400/18); rechts) Druckbild einer 30/30 μm siebgedruckten Spule	5
1.3	Ätzstrukturierung der frittlosen Goldpaste QG150 mit einer Strukturauflösung von 20 - 30 μm auf einem DP 951-Substrat	6
1.4	Laserstrukturierung der Goldpaste DP 5740A mit einer Strukturauflösung von 40 μm auf DP 951-Substrat: links) Strukturierung der ungebrannten keramischen Folien; rechts) Strukturierung der gesinterten Keramik	7
1.5	TiW/Au-Schichtsystem mit einer Strukturauflösung von 10 μm auf einer Aluminiumoxid-Keramik (Quelle: Cicor Microelectronics - RHe Microsystems GmbH)	9
2.1	GDOES Tiefenprofil einer Goldschicht der Resinatpaste RP 181208 auf einem Saphir-Wafer	15
2.2	links) Mikroskopaufnahme einer Aluminiumoxid-Keramik ohne Beschichtung und mit Goldschicht der Resinatpaste RP 181208; rechts) Schliffbild der metallisierten Aluminiumoxid-Keramik . . .	16
2.3	REM-Aufnahmen einer Goldschicht auf einer Aluminiumoxid-Keramik: links) Resinatpaste RP 181208 mit 15 % Metallgehalt; rechts) Resinatpaste RP 080910 mit 22 % Metallgehalt	16
2.4	Schichteigenschaften von gold- und silberhaltigen Resinatpasten mit unterschiedlichem Metallgehalt auf Aluminiumoxid-Keramiken: links) Flächenwiderstand; rechts) Schichtdicke	18

2.5	Schichteigenschaften in Abhängigkeit vom Siebgewebe am Beispiel der Goldresinatpaste RP 181208 und der Silberresinatpaste RP 080310 auf Aluminiumoxid-Keramiken: links) Flächenwiderstand; rechts) Schichtdicke	20
2.6	Schichteigenschaften in Abhängigkeit der Siebdruckparameter (vgl. Tab. 2.3) am Beispiel der Goldresinatpaste RP 181208 auf Aluminiumoxid-Keramiken: links) Flächenwiderstand; rechts) Schichtdicke	22
2.7	links) Siebgedruckte Spiralen (RP 181208) mit einer Strukturauflösung von 50 - 150 μm und zusätzlicher Anpassung der Leitbahnbreite und -abstände um +15, +10, -10 und -15 μm auf einer Aluminiumoxid-Keramik; rechts) Einfluss der Siebdruckparameter (vgl. Tab. 2.3) auf die Strukturgenauigkeit am Beispiel der Goldresinatpaste RP 181208 auf Aluminiumoxid-Keramiken	23
2.8	Auswertung der Genauigkeitsabweichungen der einzelnen Fertigungsprozessschritte und Auswirkung zusätzlicher Anpassungsfaktoren auf die Maßhaltigkeit am Beispiel einer Spirale mit einer Strukturauflösung von 100 μm für die Resinatpaste RP 181208 auf einer Aluminiumoxid-Keramik: links) ohne zusätzliche Anpassung der Leitbahnbreite; rechts) Verringerung der Leitbahnbreite um 15 μm bzw. Vergrößerung des Leitbahnabstandes um 15 μm im Entwurf	24
2.9	Zuverlässig siebdruckbare Spiralen (RP 181208) mit einer Strukturauflösung von 100 μm auf einer Aluminiumoxid-Keramik: links) nach dem Siebdruck; rechts) nach der Sinterung	25
2.10	links) Empfohlenes Sinterprofil für den Einbrand von Resinatpasten auf Aluminiumoxid-Keramiken; rechts) Flächenwiderstand in Abhängigkeit von der Sintertemperatur	26
2.11	Oberflächentopographie einer siebgedruckten Spirale (RP 181208) auf einer Aluminiumoxid-Keramik: links) nach dem Siebdruck; rechts) nach der Sinterung	27
2.12	Prozesskette der LTCC-Technologie	29
2.13	Herstellerspezifische Sinterprofile für verschiedene LTCC-Materialien [91, 92, 94, 95]	33

2.14 Vergleich der Differenz-Thermo- und thermogravimetrischen Analysen der Goldresinatpaste RP 181208 und der Silberresinatpaste RP 080310 mit der Gold-Dickschichtpaste DP 5740A	34
2.15 Differenz-Thermo- und thermogravimetrische Analyse von LTCC-Materialien mit einem PMMA-Bindersystem	35
2.16 Differenz-Thermo- und thermogravimetrische Analyse von LTCC-Materialien mit einem PVB-Bindersystem	35
2.17 links) Partielle Abrollung der Resinatpaste RP 181208 auf einem DP 951-Substrat während der Entbinderungsphase; rechts) Fehlerfreie Goldschicht der Resinatpaste RP 181208 auf einem CT 700-Substrat	37
2.18 links) Flächenwiderstand in Abhängigkeit von der Cofire- bzw. Postfire-Prozessierung am Beispiel der Goldresinatpaste RP 181208 und der Silberresinatpaste RP 080310 (Sieb: VA 325/24); rechts) Agglomeration der Goldpartikel der Resinatmetallisierung (RP 181208) auf einem CT 707 bleifrei-Substrat	38
2.19 Siebgedruckte Spiralen (RP 181208) mit einer Strukturauflösung von 50 - 150 μm und zusätzlicher Anpassung der Leiterzugbreite um +15, +10, -10 und -15 μm auf einem CT 700-Substrat	39
2.20 Auswertung der Dimensionsabweichungen der einzelnen Fertigungsprozessschritte und Auswirkung zusätzlicher Anpassungsfaktoren auf die Maßhaltigkeit am Beispiel einer Spirale mit einer Strukturauflösung von 100 μm für die Resinatpaste RP 181208 auf einem CT 700-Substrat: links) ohne zusätzliche Anpassung der Leitbahnbreite; rechts) Verringerung der Leitbahnbreite um 15 μm bzw. Vergrößerung des Leitbahnabstandes um 15 μm im Entwurf	40
2.21 Zuverlässig siebdruckbare Spiralen (RP 181208) mit einer Strukturauflösung von 100 μm auf einem CT 700-Substrat: links) nach dem Siebdruck; rechts) nach der Sinterung	40
2.22 Innen- und außenliegende Übergänge zwischen Goldresinat- und Dickschichtmetallisierungen: a - b) Leitbahnübergänge; c - d) Durchkontaktierungsübergänge	42

- 2.23 Daisy-Chain-Struktur zur Charakterisierung der Übergänge zwischen Resinat- und Dickschichtmetallisierungen: links) Mikroskopaufnahme von Leitbahnübergängen (Übergangstyp: Abb. 2.22 (a)); rechts) Röntgenaufnahme von Durchkontaktierungsübergängen mit vergrabener Resinatmetallisierung (Übergangstyp: Abb. 2.22 (d)) 43
- 2.24 Leitbahnübergang zwischen der Goldresinatpaste RP 181208 und der Gold-Dickschichtpaste TC 7102 mit unterschiedlicher Druckreihenfolge auf einem CT 700-Substrat: links) Goldresinat- und anschließend Dickschichtpaste; rechts) Dickschicht- und anschließend Goldresinatpaste 44
- 2.25 Initialwiderstand des Daisy-Chain-Versuchslayouts nach der Sinterung und weiteren Postfire-Prozessen: links) außenliegende Metallisierung (Übergangstyp: Abb. 2.22 (a)); rechts) vergrabene Metallisierung (Übergangstyp: Abb. 2.22 (b)) 45
- 2.26 Leitbahnübergang zwischen der Goldresinatpaste RP 181208 und der Silber-Palladium-Dickschichtpaste TC 7402 auf einem CT 700-Substrat: links) Übersichtsaufnahme mit 200-facher Vergrößerung; rechts) Detailaufnahme der Resinatmetallisierung mit 1.000-facher Vergrößerung 46
- 2.27 Übergänge zwischen der Goldresinatpaste RP 181208 und der Via-Füllpaste TC 7101 in CT 700: links) außenliegende Resinat- (Übergangstyp: Abb. 2.22 (c)); rechts) vergrabene Resinatmetallisierung im Querschnitt (Übergangstyp: Abb. 2.22 (d)) 46
- 2.28 Initialwiderstand des Daisy-Chain-Versuchslayouts nach der Sinterung und weiteren Postfire-Prozessen mit vergrabener Resinatmetallisierung (Übergangstyp: Abb. 2.22 (d)) 47
- 2.29 Initialwiderstand des Daisy-Chain-Versuchslayouts nach der Sinterung und weiteren Postfire-Prozessen: links) Übergänge zu Leitbahnen (Übergangstyp: Abb. 2.22 (a)); rechts) Übergänge zu Durchkontaktierungen (Übergangstyp: Abb. 2.22 (c)) 49

3.1	Technologischer Ablauf des subtraktiven Strukturierungsverfahrens: a) Resinatmetallisierung vollflächig aufbringen, b) Fotolack aufbringen und strukturieren, c) Metallisierung ätzen, d) Fotolack entfernen	51
3.2	links) AZ [®] 1518-Fotolackstrukturen mit einer Dicke von 2 μm und einer Auflösung von 10 bis 3 μm auf einem DP 951-Substrat; rechts) geätzte Strukturen mit einer Auflösung von 10 bis 3 μm auf diesem DP 951-Substrat	53
3.3	links) EDX-Spektrum der Ätzrückstände der Goldresinatpaste RP 181208 auf einer Aluminiumoxid-Keramik; rechts) REM-Aufnahme dieser Rückstände mit 10.000-facher Vergrößerung . . .	55
3.4	links) EDX-Spektrum der Ätzrückstände der Silber-Resinatpaste RP 080310 auf einer Aluminiumoxid-Keramik; rechts) REM-Aufnahme dieser Rückstände mit 10.000-facher Vergrößerung . . .	56
3.5	Technologischer Ablauf des semiadditiven Strukturierungsverfahrens: a) Resinatmetallisierung vollflächig aufbringen, b) Fotolack aufbringen und strukturieren, c) galvanische Goldabscheidung, d) Fotolack entfernen, e) Startmetallisierung ätzen	57
3.6	links) AZ [®] 15nXT-Fotolackstrukturen mit einer Dicke von 8 μm und einer Auflösung von 10 bis 3 μm auf einem DP 951-Substrat; rechts) AZ [®] 15nXT-Fotolackstrukturen nach der galvanischen Abscheidung von 6,5 μm Gold	59
3.7	Fotolackstrukturen einer Spirale mit einer Strukturauflösung von 20 μm auf einem DP 951-Substrat: links) Chrommaske; rechts) Polymerfilmmaske	60
3.8	Teststrukturen mit einer Strukturauflösung von 6 bis 10 μm auf einem DP 951-Substrat: links) nach der Entfernung des Fotolackes; rechts) nach der Rückätzung der Startmetallisierung	62
3.9	Schliffbild der galvanisch abgeschiedenen Teststrukturen mit einer Strukturauflösung von 6 bis 10 μm und einer Schichtdicke von 6,5 μm auf einem DP 951-Substrat	62
3.10	Bragg-Brentano-Diffraktogramme von galvanisch abgeschiedenen Goldschichten, aufgenommen mit Cu-K α -Strahlung	64

3.11	REM-Aufnahme einer galvanisch abgeschiedenen Goldschicht auf einer Aluminiumoxid-Keramik: links) nach der Abscheidung; rechts) nach einem weiteren neunzigminütigen Hochtemperaturprozess mit maximal 850°C	66
3.12	Technologischer Ablauf zur Herstellung einer wechlötbaren Metallisierung: a) Feinstrukturierung des Substrates, vollflächige Resinatmetallisierung nicht entfernen, b) Fotolack aufbringen und strukturieren, c) galvanische Abscheidung der Nickelsperrschicht, d) Fotolack entfernen, e) Startmetallisierung ätzen und chemische Goldabscheidung	67
3.13	Technologischer Ablauf zur Herstellung vergrabener Feinstrukturen: a) Grünfolien-Prozessierung der Deckschicht (Stanzen der Durchkontaktierungen und Kavitäten und Füllen der Vias), b) Strukturierung der Leitbahnen der vergrabenen Lage (z.B. Semiadditivverfahren), c) Lamination der Grünfolie auf das strukturierte Substrat, d) Sinterung des Substratstapels, e) weitere Prozessierung (z.B. Feinstrukturierung oder Standard-Dickschichtprozesse)	69
3.14	Durchkontaktierungen (DP 5738) in einem DP 951-TOS-Substrat nach einem Standard LTCC-Sinterprozesses	71
3.15	Durchkontaktierungen (DP 5738) in einem DP 951-TOS-Substrat: links) nach einem drucklosen Sinterprozesses mit einer zusätzlichen Haltefolie; rechts) nach einem Drucksinterprozess	71
3.16	Schematische Darstellung des TOS-Substratverbundes mit zusätzlichen Haltefolien: links) druckloser Sinterprozesses; rechts) druckunterstützter Sinterprozesses	72
3.17	Mögliches Ersatzschaltbild einer realen Eintor-Spule [148]	74
3.18	links) Geometrie einer Spiralspule: r) mittlerer innerer Radius, w) Leitbahnbreite, s) Leitbahnabstand, N) Windungszahl; rechts) Schematische Darstellung des Simulationsmodells	75
3.19	Simulierte und gemessene Induktivität und Güte über der Frequenz von Spiralspulen mit 2,5 Windungen	76
3.20	Simulierte und gemessene Induktivität und Güte über der Frequenz von Spiralspulen mit 2,5 Windungen	77

3.21	links) Übersichtsaufnahme des Spiralspulensubstrates zur Charakterisierung der Spuleneigenschaften; rechts) Detailaufnahme einer hochaufgelösten Spiralspule mit einer Strukturauflösung von $10\ \mu\text{m}$	78
3.22	Simulierte und gemessene Induktivität und Güte über der Frequenz von Spiralspulen mit 4,5 Windungen	78
3.23	Simulierte und gemessene Induktivität und Güte in Abhängigkeit von weiteren thermischen Prozessen einer außenliegenden Spiralspule mit 2,5 Windungen über der Frequenz	79
3.24	Röntgenaufnahme einer eingebetteten Spiralspule mit einer Strukturauflösung von $10\ \mu\text{m}$	80
3.25	Gemessene Induktivität und Güte außenliegender und eingebetteter Spulen über der Frequenz	81
3.26	Mögliches Ersatzschaltbild eines realen Eintor-Kondensators [148]	82
3.27	links) Geometrie eines Interdigitalkondensators: l) Fingerlänge, w) Fingerbreite, s) Fingerabstand, N) Anzahl der Finger; rechts) Schematische Darstellung des Simulationsmodells	83
3.28	Simulierte und gemessene Kapazität und Güte über der Frequenz .	84
3.29	Simulierte und gemessene Kapazität und Güte über der Frequenz .	85
3.30	Simulierte und gemessene Kapazität und Güte in Abhängigkeit weiterer thermischer Prozesse eines außenliegenden Kondensators über der Frequenz	85
3.31	Gemessene Kapazität und Güte außenliegender und eingebetteter Kondensatoren über der Frequenz	86
3.32	links) Schematische Darstellung des Simulationsmodells; rechts) Übersichtsaufnahme des galvanisch aufgebauten Mikrostreifenleitungsfilters vor der Einbettung	87
3.33	Schliffbilder des Filtersubstrates: links) Übersichtsaufnahme mit 10-facher Vergrößerung; rechts) Detailaufnahme mit 50-facher Vergrößerung	88
3.34	Simulierte und gemessene S-Parameter des vergrabenen Bandpassfilters über der Frequenz	89
4.1	Ablauf der Eignungsprüfungen zur Qualifizierung der Aufbau- und Verbindungstechnik nach ECSS-Norm Q-ST-70-38 [157]	91

4.2	Schichtaufbau und mögliche Bruchpfade nach einem Abschertest: a) Bruch innerhalb der Lötstelle, b) gesamtes Lotvolumen wird vom Metallisierungspad abgehoben, c) Bruch innerhalb der Keramik, d) Bruch zwischen galvanisch abgeschiedenem Nickel und Gold, e) Bruch zwischen Resinatmetallisierung und galvanisch abgeschie- denem Gold, f) Bruch zwischen Resinatmetallisierung und Substrat	95
4.3	Einfluss der Startschichtmetallisierung auf die Scherfestigkeit des lötbaren Schichtsystems	97
4.4	Einfluss der Cofire- oder Postfire-Prozessierung der Resinatpaste RP 181208 auf die Haftfestigkeit des lötbaren Schichtsystems	99
4.5	Qualifikationsleiterkarte mit Testmodulen zur Qualifizierung von Lötverbindungen: 1) DP 951 & RP (Postfire), 2) DP 951 & RP (Co- fire), 3) CT 707 bf & RP (Postfire), 4) CT 707 bf & RP (Cofire), 5) CT 700 & RP (Postfire), 6) CT 700 & RP (Cofire), 7) DP 9K7 & RP (Postfire), 8) Al ₂ O ₃ & RP (Postfire), 9) DP 951 & DP 6143 (Postfire), 10) Al ₂ O ₃ & QM21 (Postfire), Testmodule zur Qualifizierung von Bondverbindungen: 11), 12) DP 951 & RP (Postfire)	101
4.6	Auswertung der Schwingungsprüfung in z-Richtung: links) Reso- nanztest; rechts) Sinustest	102
4.7	Auswertung der Schwingungsprüfung in z-Richtung: links) Rauschtest; rechts) Versuchsaufbau während der Schwingungsprü- fung	103
4.8	Auswirkungen der Schwingungsprüfung auf die Scherfestigkeit . .	103
4.9	Auswertung der Scherfestigkeitsuntersuchungen nach der Schwingungs- und Temperaturwechselprüfung	104
4.10	Auswertung der Scherfestigkeitsuntersuchungen nach der Schwingungs- und Temperaturwechselprüfung	104
4.11	Elektrische Charakterisierung des Durchgangswiderstandes wäh- rend der Temperaturwechselprüfung	105
4.12	Verglasung der Resinatmetallisierung auf einem DP 9K7-Substrat: links) Übersichtsaufnahme mit 1.000-facher Vergrößerung; rechts) Detailaufnahme mit 10.000-facher Vergrößerung	106

4.13	Schliffbilder eines DP 9K7-Substrates nach der Bestückung: links) Übersichtsaufnahme mit 100-facher Vergrößerung; rechts) Detailaufnahme mit 2.000-facher Vergrößerung	107
4.14	Schliffbilder eines DP 9K7-Substrates mit 2.000-facher Vergrößerung: links) nach 200 Temperaturwechselzyklen; rechts) nach 500 Temperaturwechselzyklen	107
4.15	Schliffbilder eines DP 951-Substrates mit 1.000-facher Vergrößerung: links) nach der Bestückung; rechts) nach 500 Temperaturwechselzyklen	108
4.16	Wechselwirkungsdiagramm für die Ballbondoptimierung	112
4.17	Auswertung der Scher- und Zugfestigkeitsuntersuchungen nach der Schwingungs- und Temperaturwechselprüfung	112
4.18	links) Typischer Drahriss nach der Zugfestigkeitsuntersuchung; rechts) Typische Drahrückstände nach der Scherfestigkeitsuntersuchung	113
4.19	links) Messanordnung zur elektrischen Kontaktwiderstandsmessung an Einzelbonds [174]; rechts) Kontaktwiderstände nach der Temperaturwechselprüfung	114
4.20	Schliffbild eines Ballbondkontaktes nach 500 Temperaturwechselzyklen mit 1.000-facher Vergrößerung	115

Literaturverzeichnis

- [1] TRABERT, J. F. u. a.: KERAMIS : Keramische Mikrowellenschaltkreise für die Satellitentechnik / Technische Universität Ilmenau. Version: 2007. <http://edok01.tib.uni-hannover.de/edoks/e01fb07/533034116.pdf>. – Forschungsbericht. – Elektronische Ressource
- [2] TRABERT, J. F.: *Hybridintegrierte 4x4-Schaltmatrix für das Ka-Band: Breitbandige Mikrowellenschaltungen in kompakten Mehrlagenkeramik-Modulen für Satellitenapplikationen*. Ilmenau, Technische Universität Ilmenau, Diss., 2010
- [3] HUMBLA, S. ; VOGT, G. ; STÖPEL, D. u. a.: Verbundprojekt: KERAMIS II : Keramische Mikrowellenschaltkreise für die Satellitenkommunikation / Technische Universität Ilmenau. Version: 2011. <http://edok01.tib.uni-hannover.de/edoks/e01fb12/722597312.pdf>. – Forschungsbericht. – Elektronische Ressource
- [4] HUMBLA, S. u. a.: Qualification of a compact Ka-band switch matrix for experimental on-orbit verification. In: *Proceedings of the European Microwave Association (Journal of the EuMA)* Bd. 4, Issue 5 (Special Issue), 2008, S. 52–58
- [5] KULKE, R. u. a.: Ceramic microwave circuits for satellite communication. In: *IMAPS Journal of Microelectronics and Electronic Packaging* Bd. 6, No. 1, 2009, S. 27–31
- [6] HUMBLA, S.: *Entwurf und Umsetzung eines rekonfigurierbaren Schaltmatrix-Satelliten-Experiments zum Nachweis der Raumfahrttauglichkeit keramischer Mikrowellenschaltungstechnologie*. Ilmenau, Technische Universität Ilmenau, Diss., 2014
- [7] MÜLLER, J. u. a.: Technology Benchmarking of High Resolution Structures

- on LTCC for Microwave Circuits. In: *Electronics Systemintegration Technology Conference (ESTC)*. Dresden, Germany, 2006
- [8] GRONAU, M. ; HAFKESBRINK, J.: *Technologien für Mikrosysteme: Stand und Entwicklung : integrierte Optik, Schichttechniken, Mikromechanik, Halbleitertechniken, Faseroptik*. Düsseldorf : VDI Verlag, 1993. – ISBN 3184013219
- [9] RISSE, A.: *Fertigungsverfahren der Mechatronik, Feinwerk- und Präzisionsgerätektechnik*. Wiesbaden : Springer Vieweg, 2012. – ISBN 9783834815194
- [10] HANKE, H.-J.: *Baugruppenteknologie der Elektronik: Hybridträger*. Berlin : Verl. Technik, 1994. – ISBN 3341010998
- [11] PHILIPPOW, E.: *Taschenbuch Elektrotechnik: In 6 Bänden*. München : Hanser, 1989. – ISBN 3341002030
- [12] PUDAS, M.: *Gravure-Offset Printing in the Manufacture of Ultra-Fine-Line Thick-Films for Electronics*. Oulu, University of Oulu, Diss., 2004
- [13] CIBIS, D.: *Inkjet-Druckprozess zur Verarbeitung elektrisch funktioneller Tinten*. Düsseldorf : VDI Verl., 2008. – ISBN 978–3–18–338109–8
- [14] WASSMER, M.: *Inkjet-Druck passiver elektronischer Dickschichtbauelemente*. Hamburg, Helmut-Schmidt-Universität / Universität der Bundeswehr Hamburg, Diss., 2011
- [15] BINDER, S. ; GLATTHAAR, M. ; RÄDLEIN, E.: Analytical Investigation of Aerosol Jet Printing. In: *Aerosol Science and Technology* 48 (2014), Nr. 9, 924-929. <http://dx.doi.org/10.1080/02786826.2014.940439>. – DOI 10.1080/02786826.2014.940439
- [16] LICARI, J. J. ; ENLOW, L. R.: *Hybrid microcircuit technology handbook: Materials, processes, design, testing, and production*. Westwood and N.J : Noyes Publications, 1998. – ISBN 0815514239
- [17] HOLMES, P. J. ; LOASBY, R. G.: *Handbook of thick film technology*. Ayr : Electrochemical Publications, 1976. – ISBN 0901150053

- [18] JILLEK, W. ; KELLER, G.: *Handbuch der Leiterplattentechnik*. Bd. 4. Bad Saulgau : Leuze, 2003. – ISBN 3874801845
- [19] KOENEN GMBH: *KOENEN Trampolinsieb®*, 2014. http://www.koenen.de/fileadmin/redaktion/pdf/KOENEN_Trampolin_de.pdf
- [20] SCHWANKE, D. (Hrsg.): *Entwicklung nanotechnologischer Siebbeschichtungen und daran angepasster Pastensysteme für den Fine-Line-Druck von keramischen Schaltungsträgern: Ergebnisbericht des BMBF-Verbundprojekts "nano-Sieb"*. Templin : Detert, 2010. – ISBN 9783934142398
- [21] SCHWANKE, D. u. a.: Enhancement of Fine Line Print Resolution due to Coating of Screen Fabrics. In: *IMAPS Journal of Microelectronics and Electronic Packaging* Bd. 6, No. 1, 2009, S. 13–19
- [22] SCHMIDT, H. ; FEHLBERG, S.: Dickschicht - eine Alternative zu Dünnschicht-Mikrowellenschaltungen im GHz-Bereich. In: *Deutsche IMAPS Konferenz*. München, Germany, 2001
- [23] DUPONT™MICROCIRCUIT MATERIALS: *Process Guidelines QG150 High Density Gold Composition*, 2013. http://www2.dupont.com/MCM/en_US/PDF/techtip/QG150ProcessGuide.pdf
- [24] DUPONT™MICROCIRCUIT MATERIALS: *DuPont™QG150*, 2013. http://www2.dupont.com/MCM/en_US/assets/downloads/prodinfo/QG150.pdf
- [25] REPPE, G. u. a.: KERAMIS : Keramische Mikrowellenschaltkreise für die Satellitentechnik / RHe Microsystems GmbH. Version: 2006. <http://edok01.tib.uni-hannover.de/edoks/e01fb08/565798219.pdf>. – Forschungsbericht. – Elektronische Ressource
- [26] REPPE, G. ; MÜLLER, J. ; POHLNER, J. ; THUST, H. ; PERRONE, R.: Development and Evaluation of Fine Line Structuring Methods for Microwave Packages in Satellite Applications. In: *European Microelectronics and Packaging Conference (EMPC)*. Bruges, Belgium, 2005, S. 390–394
- [27] SHAFIQUE, M. F. ; SAEED, K. ; STEENSON, D. P. ; ROBERTSON, I. D.: Laser Prototyping of Microwave Circuits in LTCC Technology. In: *IEEE*

- Transactions on Microwave Theory and Techniques* 57 (2009), Dec., Nr. 12, S. 3254–3261. <http://dx.doi.org/10.1109/TMTT.2009.2033846>. – DOI 10.1109/TMTT.2009.2033846. – ISSN 0018–9480
- [28] SHAFIQUE, M. F. ; ROBERTSON, I. D.: A Two-Stage Process for Laser Prototyping of Microwave Circuits in LTCC Technology. In: *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology* 5 (2015), June, Nr. 6, S. 723–730. <http://dx.doi.org/10.1109/TCPMT.2015.2434273>. – DOI 10.1109/TCPMT.2015.2434273. – ISSN 2156–3950
- [29] SCHULZ, A. ; GUTZEIT, N. ; STÖPEL, D. ; WELKER, T. ; HEIN, M. A. ; MÜLLER, J.: High Resolution Patterning of LTCC based Microwave Structures for Q/V-Band Satellite Applications. In: *German Microwave Conference (GeMiC)*, 2016
- [30] DUPONTTMMICROCIRCUIT MATERIALS: *Processing Fodel[®] materials*, 2013. http://www2.dupont.com/MCM/en_US/assets/downloads/prodinfo/ProcessingFodelMaterials.pdf
- [31] WANG, Y. L. ; OLLIVIER, P. J. ; SKURSKI, M. A.: Photoformed Thick Film Materials and Their Application to Fine Feature Circuitry. In: *HDI Conference*. Denver, USA, 2000
- [32] THUST, H. u. a.: Advanced LTCC Processes using Pressure Assisted Sintering. In: *Pan Pacific Symposium Conference Proceedings*. Kahuku, Oahu, Hawaii, USA, 2004
- [33] DUPONTTMMICROCIRCUIT MATERIALS: *Fodel[®] Selector Guide*, 2013. http://www2.dupont.com/MCM/en_US/assets/downloads/prodinfo/FodelSelectorGuide.pdf
- [34] PERRONE, R. A.: *Erweiterung des Frequenzbereichs und der Integrationsdichte von LTCC-Modulen mittels Photostrukturierung und Designoptimierung*. Ilmenau, Technische Universität Ilmenau, Diss., 2007
- [35] HINTZ, M.: *Druckunterstütztes Sintern als Grundlage neuer Technologievarianten für LTCC*. Ilmenau, Technische Universität Ilmenau, Diss., 2007

- [36] ELSHABINI, A. ; BARLOW, F. D.: *Thin film technology handbook*. New York : McGraw-Hill, 1998. – ISBN 0070190259
- [37] RIPKA, G. ; HAJDÚ, I.: *Hybridschaltungen: Dünn- u. Dickschichttechnologie*. München : Franzis, 1987. – ISBN 3772376819
- [38] REICHL, H. ; FEIL, M.: *Hybridintegration: Technologie u. Entwurf von Dickschichtschaltungen*. Bd. 1. Heidelberg : Hüthig, 1988. – ISBN 9783778516652
- [39] KÖHLER, M.: *Nanotechnologie: [eine Einführung in die Nanostrukturtechnik]*. Weinheim : Wiley-VCH, 2005. – ISBN 3527301275
- [40] MÜLLER, J. u. a.: Comparison of High Resolution Patterning Technologies for LTCC Microwave Circuits. In: *Journal of Microelectronics and Electronic Packaging* Bd. 4(3), 2007, S. 99–104
- [41] CHEMNITIUS, F.: Zur Kenntnis des Glanzgoldes. In: *Journal für Praktische Chemie* Bd. 117, Issue 1, 1927, S. 245–261
- [42] BISCHOFF, G.: *Das De Mayerne-Manuskript: Die Rezepte der Werkstoffe, Maltechniken und Gemälderestaurierung*. Bd. 20. München : Siegl, 2004. – ISBN 3935643101
- [43] W.C. HERAEUS GMBH: *Polieredelmetallpräparate für den Pinselauftrag auf Porzellan, Bone China und Steingut*, 2014. http://heraeus-preciouscolours.com/media/webmedia_local/media/technischeinformationen/tfd_cc_technical_information/deutsch/tableware/pinsel_und_spritzauftrag_3/edelmetallpraeparate_9/Keramik_Pinsel_EM_polier.pdf
- [44] FERRO® ELECTRONIC MATERIALS: *Technische Information DF15*, 2006. http://www.kliment-keramikbedarf.eu/ferro/pdf/Edelmetall_Polierpraeparate.pdf
- [45] FUCHS, H.: Metallo-Organic Preparations for Electronic Components. In: *Deutsche Keramische Gesellschaft (DKG)* Bd. cfi/Ber. DKG 82 No. 4, 2005, S. D9–D12

- [46] Schutzrecht DE 199 41 020 B4 (2007). Ferro GmbH.
- [47] Schutzrecht EP 1 043 294 A1 (1999). W.C. Heraeus GmbH.
- [48] W.C. HERAEUS GMBH: *Resinates - Resinate Pastes, Resinate Powders and Resinate Solutions*, 2014. http://heraeus-circuits-components.com/en/products_and_applications/resinates/circuits_and_components_resinates.aspx
- [49] KREMER PIGMENTE GMBH & Co. KG: *Grünspan synthetisch*, 2014. http://www.kremer-pigmente.com/media/files_public/44450.pdf
- [50] SALVÉTAT: Dutertre's Verfahren zur Glanzvergoldung auf Porzellan, ohne Polirung. In: *Polytechnisches Journal* 161 (1861), Nr. XVI., S. 44–46
- [51] SCHWARZ, H.: Schwarz, über Glanzgold, Glanzplatin etc. und die Lüsterfarben. In: *Polytechnisches Journal* 197 (1870), Nr. LX., S. 243–267
- [52] GENTELE, Johan G.: Gentele, über das Glanzgold. In: *Polytechnisches Journal* 139 (1856), Nr. CIII., S. 436–440
- [53] EVONIK INDUSTRIES AG: *Frankfurter Glanzgold*, 2014. <http://geschichte.evonik.de/sites/geschichte/de/erfindungen/glanzgold/pages/default.aspx>
- [54] W.C. HERAEUS GMBH: *Heraeus Precious Colours - Produkte für die Glasindustrie*, 2013. http://heraeus-preciouscolours.com/media/webmedia_local/media/produktprogramm/tfd_cc_product_programme/deutsch_1/broschueren/CC-Produkte_Glasindustrie_de.pdf
- [55] KAISER, W. ; GILSON, N.: *Heraeus, Pioniere der Werkstofftechnologie: Von der Hannauer Platinschmelze zum internationalen Technologieunternehmen*. München : Piper, 2001. – ISBN 978–3492043335
- [56] W.C. HERAEUS GMBH: *Technical Applications - Resinates*, 2014. http://heraeus-circuits-components.com/media/webmedia_local/media/datasheets/resinates/Technical_applications_resinates.pdf

- [57] W.C. HERAEUS GMBH: *Komponenten für die Kraftfahrzeugindustrie*, 2011. http://heraeus-materials-technology.de/media/webmedia_local/media/download/pdf_download/de/Automotive_Broschuere_D_web.pdf
- [58] HERMANŠKY, V. ; KROULIK, M. ; STROBL, K. ; EXNAR, P.: Micro- and Nanofilms Integration on 98% Alumina Substrates for Sensor Arrays Applications. In: *EDS '06 IMAPS CS International Conference*. Brno, Czech Republic, 2006
- [59] KITA, J. ; MOOS, R.: Application of Metallo-organic Pastes on LTCC Substrates. In: *European Microelectronics and Packaging Conference (EMPC)*. Oulu, Finland, 2007
- [60] MACH, M.: *Designoptimierung keramischer Mehrlagenmodule unter den Aspekten des thermischen Managements und der Bauelemente-Zuverlässigkeit*. Ilmenau, Technische Universität Ilmenau, Diss., 2011
- [61] W.C. HERAEUS GMBH: *Product Information - Resinates*, 2014. http://heraeus-circuits-components.com/media/webmedia_local/media/broschueren/Resinates.pdf
- [62] FERRO[®] ELECTRONIC MATERIALS: *Technische Information DF16*, 2006. http://www.kliment-keramikbedarf.eu/ferro/pdf/Glanz_Edelmetallpraeparate_Keramik_direkt.pdf
- [63] STÖPEL, D. u. a.: Fine Line Structuring on LTCC Substrates for RF Components. In: *Electronics System Integration Technologies Conference (ESTC)*. Berlin, Germany, 2010
- [64] ELECTRO-SCIENCE LABORATORIES, INC. (ESL): *Gold Metallo-Oorganic Conductor 8081-C*, 2009. <http://www.electroscience.com/pdf/8081-C.pdf>
- [65] EGGERT, F.: *Standardfreie Elektronenstrahl-Mikroanalyse: Mit dem EDX im Rasterelektronenmikroskop ; ein Handbuch für die Praxis*. Norderstedt : Books on Demand, 2005. – ISBN 3-8334-2599-7
- [66] SPECTRUMA ANALYTIK GMBH: *GDA 750 HR*, 2013. <http://www.spectruma.de/de/gda550750.html?file=files/SpectrumaFiles/pdf/GDA750HR.pdf>

- [67] Schutzrecht DE 1 233 769 (1967). L.Reusche & Co., Newark, N.J.
- [68] COORSTeK AMAZING SOLUTION: *Advanced Ceramic Thick Film Substrates*, 2008. http://www.coorstek.com/resource-library/library/8510-1165_thickfilm.pdf
- [69] COORSTeK AMAZING SOLUTION: *Ceramic Thin Film Substrates for High-Performance Applications*, 2005. http://www.coorstek.com/resource-library/library/8510-1164_thinfilm.pdf
- [70] KYOCERA: *Electronic Fine Ceramics*, 2013. <http://global.kyocera.com/prdct/fc/product/category/electron/electron005.html>
- [71] W.C. HERAEUS GMBH: *Heraeus Precious Colours - Produkte für die Porzellanindustrie*, 2014. http://www.heraeus-ceramiccolours.com/media/webmedia_local/media/broschueren/Porzellanindustrie.pdf
- [72] MEZGER, T.: *Das Rheologie-Handbuch: Für Anwender von Rotations- und Oszillations-Rheometern*. Hannover : Vincentz Network, 2006. – ISBN 3878705670
- [73] KOENEN GMBH: *KOENEN Edelstahldrahtgewebe*, 2014. http://www.koenen.de/fileadmin/redaktion/pdf/2014/2014-01-08Edelstahl_hs_DE_V01.pdf
- [74] HELMUT FISCHER GMBH INSTITUT FÜR ELEKTRONIK UND MESS-TECHNIK: *FISCHERSCOPE® X-RAY Produktlinie - Röntgenfluoreszenz-Messsysteme zur Schichtdickenmessung und Materialanalyse*, 2014. http://www.helmut-fischer.de/fileadmin/user_upload/default/Brochures/de-german/BROC_X-RAY_Produktlinie_951-008_de.pdf
- [75] NITZSCHE, K.: *Schichtmesstechnik*. Würzburg : Vogel, 1996. – ISBN 3802315308
- [76] HOFMANN, H. ; SPINDLER, J. ; FISCHER, H.: *Werkstoffe in der Elektrotechnik: Grundlagen - Struktur - Eigenschaften - Prüfung - Anwendung - Technologie; mit 91 Tabellen sowie zahlreichen Beispielen, Übungen und Testaufgaben*. München : Hanser, 2013. – ISBN 978-3-446-43220-8

- [77] NITZSCHE, K. ; BAUCH, J.: *Funktionswerkstoffe der Elektrotechnik und Elektronik: Mit 120 Tabellen*. Leipzig und Stuttgart : Dt. Verl. für Grundstoffindustrie, 1993. – ISBN 3342005246
- [78] KOENEN GMBH: *KOENEN Polyestergerewebe*, 2014. http://www.koenen.de/fileadmin/redaktion/pdf/2014/2014-05-19%20Polyester_DE_V02.pdf
- [79] KOENEN GMBH: *KOENEN Siebdruckrahmen*, 2014. <http://www.koenen.de/hauptmenue-links/produkte/koenen-siebdruckgerewebe-und-rahmen/koenen-siebdruckrahmen.html>
- [80] W.C. HERAEUS GMBH: *Gold Resinate Paste - RP 181208-15%*, 2008. http://heraeus-circuits-components.com/en/products_and_applications/resinates/circuits_and_components_resinates.aspx
- [81] WALTER UHL, TECHNISCHE MIKROSKOPIE GMBH & Co. KG: *VMS ergo - Das All-In-One Videomessmikroskop*, 2004. <http://www.walteruhl.com/rokdownloads/Downloads/Brochures/MeasuringMicroscopes/UHLMessmikroskopVMSergo.pdf>
- [82] MIVA TECHNOLOGIES GMBH: *Direct Imagers*, 2014. <http://www.photoplotter.co.uk/MIVATechnologiesProducts2014.pdf>
- [83] AGFA-GEVAERT N.V.: *RPF & OPF Technical Information Idealline*, 2005. http://www.agfa.com/docs/sp/phototooling/2_02_a_Tech_Info_OPF_RPF.pdf
- [84] ATV TECHNOLOGIE GMBH: *Multipurpose Fast Ramping Process Furnace*, 2010. http://www.atv-tech.de/pdfs/Fast_Ramping_Bench_Top_Furnace.pdf
- [85] THE INSTITUTE FOR INTERCONNECTING AND PACKAGING ELECTRONIC CIRCUITS: *Adhesion, Solder Mask (Non-Melting Metals)*. IPC-TM-650 TEST METHODS MANUAL, 1997
- [86] FRT, FRIES RESEARCH & TECHNOLOGY GMBH: *MicroProf® 300*, 2014. <http://www.frt-gmbh.de/microprof-300.aspx>
- [87] BARLOW, F. D. ; ELSHABINI, A.: *Ceramic interconnect technology handbook*. Boca Raton : CRC Press/Taylor & Francis, 2007. – ISBN 1420018965

- [88] IMANAKA, Y.: *Multilayered low temperature cofired ceramics (LTCC) technology*. New York : Springer, 2005. – ISBN 9780387231303
- [89] SCHEEL, W.: *Baugruppentechologie der Elektronik*. 2. aktual. u. erw. Aufl.-1999. Berlin : Verl. Technik, 1999. – ISBN 9783341012345
- [90] FISCHER, M. ; MACHE, T. ; BARTSCH, H. ; MÜLLER, J.: SiCer – An advanced substrate for 3D integrated nano and micro systems. In: *Smart Systems Integration*. Berlin and Offenbach, Germany : VDE-Verl, 2011. – ISBN 978–3–8007–3324–8, S. 4 pp
- [91] DUPONT™MICROCIRCUIT MATERIALS: *DuPont-951 Green Tape™*, 2013. http://www2.dupont.com/MCM/en_US/assets/downloads/prodinfo/951LTCCGreenTape.pdf
- [92] DUPONT™MICROCIRCUIT MATERIALS: *DuPont-9K7 GreenTape™*, 2013. http://www2.dupont.com/MCM/en_US/assets/downloads/prodinfo/GreenTape9K7DataSheet.pdf
- [93] W.C. HERAEUS GMBH: *LTCC Materials - CT 707 Pb-free*, 2013. http://heraeus-thickfilm.com/en/productsapplications/ltccmaterials/ltcc_materials_1.aspx
- [94] W.C. HERAEUS GMBH: *LTCC Materials CT 700*, 2013. http://www.kerafol.com/fileadmin/user_upload/spezialkeramik/datenblaetter/eng/CT_702_en_Dabla_Tape.pdf
- [95] FERRO® ELECTRONIC MATERIALS: *A6-M Tape - LTCC Tape System*, 2013. <http://www.ferro.com/non-cms/ems/EPM/content/docs/A6MLTCCSystem.pdf>
- [96] MISTLER, R. E. ; TWINAME, E. R.: *Tape casting: Theory and practice*. Westerville and OH : American Ceramic Society, 2000. – ISBN 1–574–98029–7
- [97] RENTSCH, S.: *Bestimmung von Materialkennwerten zur Realisierung von Hoch- und Höchstfrequenzkomponenten in LTCC*. Ilmenau, Technische Universität Ilmenau, Diss., 2011

- [98] NETZSCH-GERÄTEBAU GMBH: *Thermal Analysis - Thermophysical Testing, Cure Monitoring*, 2000. <http://www.ansys.com/staticassets/ANSYS/staticassets/partner/NETZSCH/netzash-brochure.pdf>
- [99] BROWN, M. E.: *Introduction to thermal analysis: Techniques and applications*. London and New York : Chapman and Hall, 1988. – ISBN 9780412302305
- [100] HÖHNE, G. ; HEMMINGER, W. ; FLAMMERSHEIM, H.-J: *Differential scanning calorimetry: An introduction for practitioners*. Berlin and New York : Springer-Verlag, 1996. – ISBN 9783540590125
- [101] HEMMINGER, W. ; CAMMENG, H. K.: *Methoden der thermischen Analyse*. Bd. 24. Berlin und New York : Springer-Verlag, 1989. – ISBN 3-540-15049-8
- [102] DUPONTTMMICROCIRCUIT MATERIALS: *DuPontTMGreen TapeTM951 - Product Selector Guide*, 2013. <http://www.dupont.com/content/dam/assets/products-and-services/electronic-electrical-materials/assets/datasheets/prodlib/951ProductSelectorGuide.pdf>
- [103] TRAMOSLIKA, D.: *Sinterverhalten einer bei niedrigen Temperaturen sinternden Keramik und der Einfluss von Silber auf deren Sinterverhalten*. Stuttgart, Universität Stuttgart, Diss., 2007
- [104] VOGT LABORMASCHINEN GMBH: *LaboPress P200*, 2006. <http://www.vogt-labormaschinen.de/PDF-P200S.pdf>
- [105] PTC PACIFIC TRINETICS CORPORATION: *IL-4008PC Isostatic Laminator*, 2014. <http://www.rgleq.com/14570-PTC-IL4008PC-ISOSTATIC-LAMINATOR.htm>
- [106] DUPONTTMMICROCIRCUIT MATERIALS: *DuPont Green TapeTMMaterial System - Design and Layout Guidelines*, 2003. http://www.dupont.com/content/dam/assets/products-and-services/electronic-electrical-materials/assets/datasheets/prodlib/LTCC_DesignGuide.pdf
- [107] KERN, A.: *Eine Untersuchung von diffusionsinduzierten isotropen Volumenexpansionen in dünnen Gold/Silber-Proben*. Oldenburg, Diss., 2000

- [108] NAIR, K. M. ; McCOMBS, M. F. ; SOUDERS, K. E. ; GORDON, S. E.: New Mixed Metal Transition Via-Fill Conductors for Cost Effective DuPont GreenTape™ 951 & 9K7 LTCC Circuits. In: *International Symposium on Microelectronics*. Raleigh, North Carolina, USA, 2010
- [109] MÜLLER, J.: *Entwurf, Herstellung und HF-Charakterisierung gedruckter passiver Bauelemente und Strukturen in LTCC*. Ilmenau, Technische Universität Ilmenau, Diss., 1996
- [110] WAGNER, M.: *Prozessparameter und ihr Einfluss auf die Schwindungsgenauigkeit von hochintegrierten keramischen Mehrlagenschaltungen*. Aachen, Universität Erlangen-Nürnberg, Diss., 2004
- [111] MICROCHEMICALS GMBH: *Unsere Produkte*, 2014. http://www.microchemicals.com/broschueren/produkte_2014_de.pdf
- [112] AZ® ELECTRONIC MATERIALS: *AZ® 1500 Series Standard Photoresists*, 2013. http://www.microchemicals.de/micro/az_1500_series.pdf
- [113] MICROCHEMICALS GMBH: *TI PRIME adhesion promoter*, 2002. http://www.microchemicals.de/micro/ti_prime.pdf
- [114] SÜSS MICROTEC AG: *MA/BA8 Gen3 Manual Mask/Bond Aligner*, 2013. http://www.suss.com/fileadmin/user_upload/brochures/BR_MA_BA8_Gen3_nodate_lores.pdf
- [115] COMPUGRAPHICS INTL. LTD: *Conventional Photomask Process*, 2014. <http://www.compugraphics-photomasks.com/assets/files/MaskProcesses/MaskProcessConventional.pdf>
- [116] AZ® ELECTRONIC MATERIALS: *AZ® Product Data Sheet AZ 326, 726 and AZ 826 MIF*, 2013. http://www.microchemicals.com/micro/az_mif_developer.pdf
- [117] GUTZEIT, N. ; FISCHER, M. ; BARTSCH, H. ; MÜLLER, J.: Lapping and Polishing of Different LTCC Substrates for Thin Film Applications. In: *Proceedings of 20th European Microelectronics and Packaging Conference (EMPC)*. Friedrichshafen, Germany, 2015

- [118] BARTSCH, H. ; BROKMANN, U. ; GOJ, B. ; WEISS, R. ; RÄDLEIN, E. ; MÜLLER, J.: Sol gel thin films on LTCC ceramic multilayers enable their use as thin film substrates. In: *Proceedings of 20th European Microelectronics and Packaging Conference (EMPC)*. Friedrichshafen, Germany, 2015
- [119] MICROCHEMICALS GMBH: *Ätzen von Gold*, 2013. http://www.microchemicals.de/technische_infos/gold_aetzen.pdf
- [120] PETZOW, G.: *Metallographisches, plastographisches, keramographisches Ätzen*. Bd. 1. Berlin and Stuttgart : Borntraeger, 1994. – ISBN 3443230148
- [121] SPIESS, L.: *Einführung Bedienung REM XL30*, 2007. https://www.tu-ilmenau.de/fileadmin/media/wt_wet/Lehre/Lehre/EinfuehrungXL30.pdf
- [122] MICROCHEMICALS GMBH: *Nasschemisches Ätzen*, 2005. <http://www.microchemicals.de/secret/aetzen.pdf>
- [123] KÖHLER, M.: *Etching in microsystem technology*. Weinheim and New York : Wiley-VCH, 1999. – ISBN 3527295615
- [124] GUTZEIT, N. ; REINLEIN, C. ; GEBHARDT, S. ; MÜLLER, J.: Manufacturing and Characterization of a Deformable Membrane with Integrated Temperature Sensors and Heating Structures in Low Temperature Co-fired Ceramics. In: *International Journal of Applied Ceramic Technology* Bd. 3, 2013, S. 435–442
- [125] KITA, J. ; MOOS, R.: Heaters for LTCC-Sensors Made of Resinate Pastes. In: *International Conference on Ceramic Interconnect and Ceramic Microsystems Technologies (CICMT)*. Denver, USA, 2007
- [126] MICROCHEMICALS GMBH: *Mikro-Galvanik*, 2014. http://www.microchemicals.com/broschueren/galvanik_2014_de.pdf
- [127] AZ[®] ELECTRONIC MATERIALS: *AZ[®] 15nXT (450 CPS) Photore-sist*, 2009. http://www.microchemicals.de/micro/az_15nXT_negative_fotoresist.pdf

- [128] AZ[®] ELECTRONIC MATERIALS: *Thick Film Photoresist AZ[®] EXP 125nXT-10A*, 2009. http://www.microchemicals.com/micro/az_125nxt_photoresist.pdf
- [129] STÖPEL, D. u. a.: Fineline-Strukturierung auf LTCC-Substraten für HF-Komponenten. In: *Deutsche IMAPS Konferenz*. München, Germany, 2010
- [130] MÜLLER, J. ; STÖPEL, D. u. a.: Fineline structuring on LTCC-substrates for 60 GHz line coupled filters. In: *European Microelectronics and Packaging Conference (EMPC)*. Brighton, United Kingdom, 2011
- [131] UHLIG, P. ; STÖPEL, D. ; MÜLLER, J. ; MOSCH, S.: Fine Line Conductors in LTCC. In: *Proceedings of IMAPS Nordic*. Helsingør, Denmark, 2012
- [132] EV GROUP - EVG[®] GMBH: *TECHNICAL DATA - EVG[®] AL6-2*, http://www.evgtshop.com/WebRoot/EVGroup/Shops/EVGroup/Products/EV6400020/TECHNICAL_0020_DATA_EVGAL6-2_rev1.pdf, year=2006
- [133] UMICORE GALVANOTECHNIK GMBH: *Lieferprogramm*, 2011. http://www.umicore-galvano.com/images/stories/downloads/de/Lp_d_Juni2011.pdf
- [134] UMICORE GALVANOTECHNIK GMBH: *AURUNA[®] 558 und AURUNA[®] 559 Feingold-Elektrolyte*, 2013. http://www.umicore-galvano.com/images/stories/downloads/en/Umicore_AURUNA-559_EN.pdf
- [135] WALTER LEMMEN GMBH: *Infoprospekt Tischgalvanisierwannen*, 2008. <http://www.walterlemmen.de/Prospekt-de.pdf>
- [136] MICROCHEMICALS GMBH: *TechniStrip NI555*, 2013. http://microchemicals.com/micro/tf/technistrip_ni555.pdf
- [137] KANANI, N.: *Galvanotechnik: Grundlagen, Verfahren, Praxis*. München : Hanser, 2009. – ISBN 9783446417380
- [138] SPIESS, L.: *Moderne Röntgenbeugung: Röntgendiffraktometrie für Materialwissenschaftler, Physiker und Chemiker*. Wiesbaden : Teubner, 2008. – ISBN 978-3-8351-0166-1

- [139] SIEMENS AG: *D5000 X-ray Diffractometer*, 2012. <http://ksanalytical.com/wp-content/uploads/2012/02/D5000-Hardware-Brochure.pdf>
- [140] BRUKER AXS GMBH: *TOPAS Total Pattern Analysis Solution*, 2011. https://www.bruker.com/fileadmin/user_upload/8-PDF-Docs/X-rayDiffraction_ElementalAnalysis/XRD/Flyers/TOPAS_Flyer_DOC-H88-EXS013_V2_en_high.pdf
- [141] DIN EN 15305: *Zerstörungsfreie Prüfung - Röntgendiffraktometrisches Prüfverfahren zur Ermittlung der Eigenspannungen*. Norm, 2009
- [142] VERDIAN: Abschlußbericht der TU Ilmenau / Technische Universität Ilmenau. Version: 2010. <http://edok01.tib.uni-hannover.de/edoks/e01fb10/633975176.pdf>. – Forschungsbericht. – Elektronische Ressource
- [143] DR.-ING. MAX SCHLÖTTER GMBH & Co. KG: *Tauchgoldbad SLOTOGOLD 10*, 2011. http://www.schloetter.de/fileadmin/pdf/public_de/07/07002-Tauchgoldbad_SLOTOGOLD_10.pdf
- [144] HINTZ, M. ; PERRONE, R. ; THUST, H.: Bulk Materials in LTCC Multilayers. In: *International Conference and Exhibition on Ceramic Interconnect and Ceramic Microsystems Technologies (CICMT)*. Baltimore, MD, USA, 2005
- [145] Schutzrecht DE 103 50 829 A1 (2004). ALBRECHT, A. (Erfinder); Technische Universität Ilmenau Abteilung Forschungsförderung und Technologietransfer (Anmelder).
- [146] STÖPEL, D. u. a.: Fine-Line Structuring of Microwave Components on LTCC Substrates. In: *IMAPS/ACerS International Conference and Exhibition on Ceramic Interconnect and Ceramic Microsystems Technologies (CICMT)*. Erfurt, Germany, 2012
- [147] ATV TECHNOLOGIE GMBH: *LTCC Sinter-Presse / LTCC Sintering Press*, 2007. http://www.atv-tech.de/pdfs/LTCC_Sintering_Press.pdf
- [148] HOFFMANN, M.: *Hochfrequenztechnik: Ein systemtheoretischer Zugang*. Berlin : Springer, 1997. – ISBN 3540616675

- [149] MÜLLER, J. u. a.: Improved RF Performance for Embedded Passives in LTCC by Fine Line Structuring Methods. In: *International Conference of IMAPS Poland Chapter*. Krakow, Poland, 2006
- [150] FRANJO, J.: Conformal Meshing of Multiple Domains in Contact. In: *Proceedings of the 17th International Meshing Roundtable*, 2008, S. 485–496
- [151] AGILENT TECHNOLOGIES: *Network Analysis Applying the 8510 TRL Calibration for Non-Coaxial Measurements*, 2001. http://www.icmicrowave.com/pdf/Non_Coax_Meas_5091-3645E.pdf
- [152] ENGEN, G. F. ; HOER, C. A.: „Thru-Reflect-Line“: An Improved Technique for Calibrating the Dual Six-Port Automatic Network Analyzer. In: *Microwave Theory and Techniques, IEEE Transactions* Bd. 27, Issue 12, 1979, S. 987–993
- [153] AGILENT TECHNOLOGIES, INC.: *Agilent PNA Microwave Network Analyzers - E8361A: 10 MHz to 67 GHz*, 2009. <http://literature.cdn.keysight.com/litweb/pdf/5988-7988EN.pdf>
- [154] CASCADE MICROTECH, INC: *Z PROBE® Precision RF and microwave probing*, 2010. https://www.cascademicrotech.com/files/ZProbe20_SS_0310.pdf
- [155] ECSS-Q-ST-70-04C: *Space product assurance - Thermal testing for the evaluation of space materials, processes, mechanical parts and assemblies*. ECSS Secretariat - ESA ESTEC - Requirements & Standards Division, November 2008
- [156] ECSS-E-10-03C: *Space Engineering - Testing*. ECSS Secretariat - ESA ESTEC - Requirements & Standards Division, June 2012
- [157] ECSS-Q-ST-70-38C: *Space product assurance - High-reliability soldering for surface-mount and mixed technology*. ECSS Secretariat - ESA ESTEC - Requirements & Standards Division, July 2008
- [158] ECSS-Q-ST-70-08C: *Space product assurance - Generic procurement requirements for hybrids*. ECSS Secretariat - ESA ESTEC - Requirements & Standards Division, March 2009

- [159] TET-KTH-UM-0001: *Technologieerprobungsträger TET - User Manual für Nutzlastbeisteller*. Kayser-Threde GmbH, 2008
- [160] ZHAI, C. J. ; BLISH, S. ; BLISH, R.: Board level solder reliability vs. ramp rate and dwell time during temperature cycling. In: *Reliability Physics Symposium Proceedings, 2003. 41st Annual. 2003 IEEE International*, 2003, S. 447–451
- [161] DIN 41850-2: *Integrierte Schichtschaltungen - Verfahren zur Beurteilung von Leiterpasten*. Norm, 1985
- [162] VISHAY: *Standard Thick Film Chip Resistors*, 2012. <http://www.farnell.com/datasheets/1720486.pdf>
- [163] RoHS-RICHTLINIE 2011/65/EU DES EUROPÄISCHEN PARLAMENTS UND RATES: *Zur Beschränkung der Verwendung bestimmter gefährlicher Stoffe in Elektro- und Elektronikgeräten (RoHS 2)*, 2011. <http://www.ce-richtlinien.eu/richtlinien/RoHS.html>
- [164] COOKSON ELECTRONICS ASSEMBLY MATERIALS: *ALPHA® OM-338 Series*, 2009. <https://www.solderconnection.com/specsheets/TB-OM338.pdf>
- [165] F & K DELVOTEC: *5600 Automatischer Bondtester*, 2013. <http://www.fsbondtec.at/wp-content/uploads/5600-Datenblatt1.pdf>
- [166] MIL-STD-883J: *TEST METHOD STANDARD MICROCIRCUITS*. DEPARTMENT OF DEFENSE, June 2014
- [167] PRINZ, G.: *Zuverlässigkeitsuntersuchungen an Lötverbindungen von LGA-Packages*. Ilmenau, Technische Universität Ilmenau, Diplomarbeit, 2007
- [168] ROGERS CORPORATION - ADVANCED CIRCUIT MATERIALS: *RT/duroid® 6002 High Frequency Laminates*, 2013. <http://www.rogerscorp.com/documents/609/acm/RT-duroid-6002-laminate-data-sheet.aspx>
- [169] HENKEL CORPORATION: *Loctite Ablestik 5025E (Ablestik Ablefilm 5025E)*, 2014. <http://www.henkelna.com/product-search-1554.htm?nodeid=8798030888961>

- [170] CALMARK: *Electronic Packaging Products - Wedge clamp Card-Lok*, 2015. <http://www.pentairprotect.com/en/na/Product-Printed-Circuit-Board-Hardware>
- [171] F & K DELVOTEC: *5610 Semi automatischer Gold-Ball-Bonder*, 2013. <http://www.fsbondtec.at/wp-content/uploads/5610-Datenblatt-1.pdf>
- [172] SPT SMALL PRECISION TOOLS: *Bonding Capillaries*, 2013. <http://www.smallprecisiontools.com/file/products/bonding/allcatalogues/BondingCapillariesBondingEvolution-Catalogue-English.pdf>
- [173] W.C. HERAEUS GMBH: *Au HD5 Gold Bonding Wire for High Electrical Performance and Low Loop*, 2012. http://heraeus-contactmaterials.com/media/webmedia_local/media/downloads/documentsbw/factsheets_bw_2012/Factsheet_Au-HD5_2012.pdf
- [174] DVS2811: *Prüfverfahren für Drahtbondverbindungen*. DVS, Technischer Ausschuß, Arbeitsgruppe "Fügen in Elektronik und Feinwerktechnik", August 1996
- [175] WOHNIG, M.: *Thermosonic-Drahtbonden bei Verfahrenstemperaturen unter 100°C*. Dresden, Technische Universität Dresden, Diss., 2008
- [176] KLEIN, B.: *Versuchsplanung - DoE: Einführung in die Taguchi/Shainin-Methodik*. München : Oldenbourg, 2007. – ISBN 9783486583526
- [177] GUNDLACH, C.: *Entwicklung eines ganzheitlichen Vorgehensmodells zur problemorientierten Anwendung der statistischen Versuchsplanung*. Kassel Univ. Press, 2004. – ISBN 3899580680
- [178] MELTER, K.: *Prüfverfahren zur Untersuchung des Alterungsverhaltens von Mehrschichtkontaktsystemen für die Chipanschlußkontaktierung und Analyse von Alterungsmechanismen*. Dresden, Technische Universität Dresden, Diss., 1987